

Integration von Endlosfasern in hybride Spritzgussbauteile

Von der Fakultät für Maschinenbau
der Technischen Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig

zur Erlangung der Würde

eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von: Tobias Gebken, M.Sc.
aus (Geburtsort): Lingen (Ems)

eingereicht am: 28.07.2020
mündliche Prüfung am: 30.11.2020

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Klaus Dröder
Prof. Dr.-Ing. Prof. h. c. Klaus Dilger

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über www.dnb.de abrufbar.

zugl. Braunschweig, Techn. Univ., Diss., 2021

ISBN 978-3-8027-8359-3

Das Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch begründeten Rechte, insbesondere der Übersetzung, des Nachdrucks, der Entnahme von Abbildungen, der Funksendung, der Wiedergabe auf fotomechanischem oder ähnlichem Wege und der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen bleiben, auch bei nur auszugsweiser Entnahme, vorbehalten.

© Vulkan-Verlag, Essen, 2021

Printed in Germany

Die Wiedergabe von Gebrauchsnamen, Handelsnamen und Warenbezeichnungen usw. in diesem Werk berechtigt auch ohne besondere Kennzeichnung nicht zu der Annahme, dass solche Namen im Sinne der Waren- und Markenschutzgebung als frei zu betrachten wären und daher von jedermann benutzt werden dürfen.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkzeugmaschinen und Fertigungstechnik (IWF) der Technischen Universität Braunschweig.

Einen ganz besonderen Dank möchte ich an dieser Stelle Prof. Dr.-Ing. Klaus Dröder aussprechen, der mich als Doktorvater in den letzten Jahren umfassend unterstützt hat. Seine stetige Förderung und die vertrauensvolle Zusammenarbeit haben maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen. Ebenso möchte ich Prof. Dr.-Ing. Prof. h. c. Klaus Dilger für die Übernahme des Koreferats sowie Prof. Dr.-Ing. Thomas Vietor für den Vorsitz der Prüfungskommission danken.

Ebenso danke ich den Kolleginnen und Kollegen des Instituts für ihre tatkräftige Unterstützung und dem wissenschaftlichen Austausch. Insbesondere danke ich Dr.-Ing. Markus Kühn und Michael Demes für das kritische Lektorat meiner Arbeit. Auch möchte ich Prof. Dr.-Ing. Anke Müller und Dr.-Ing. Thomas Große für die wertvolle Zusammenarbeit in den letzten Jahren danken. Für die Zusammenarbeit im Rahmen der Oberflächenvorbehandlung durch Atmosphärendruck-Plasma von Glasfaserrovings möchte ich auch Rüdiger Sachs vom Fraunhofer IFAM herzlich danken.

Weiterhin danke ich allen Studierenden für ihre engagierte Unterstützung im Rahmen meiner Arbeit. Besonderen Dank möchte ich daher Niklas Weißer, Jakob Duttenhöffer und Pavan Jois aussprechen.

Ein besonderer Dank gilt ebenso meinen Eltern Hannelore und Norbert, die mich auf meinem Ausbildungsweg immer unterstützt haben. Nicht zuletzt gilt ein ganz besonderer Dank meiner lieben Frau Alexandra, die zum Erfolg meiner Arbeit beigetragen und mir immer vollstes Verständnis sowie Rückhalt gegeben hat.

Braunschweig, im November 2020

I Inhaltsverzeichnis

II	Abbildungsverzeichnis.....	III
III	Tabellenverzeichnis.....	IX
IV	Symbolverzeichnis.....	XI
1	Einleitung.....	1
2	Stand der Technik	3
2.1	Hybride Bauteile	3
2.1.1	Materialien	4
2.1.2	Herstellung hybrider Bauteile im Spritzgussverfahren	10
2.1.3	Materialübergänge und Haftungsmechanismen.....	12
2.2	Spritzgießen	17
2.2.1	Kurz- und langfaserverstärkte Thermoplaste	19
2.2.2	Endlosfasertextilien im Spritzgießprozess.....	21
2.2.3	Werkzeugkonzept zur Herstellung einer definierten Lage von Endlosfasern.....	24
2.3	Erkenntnisse und Handlungsbedarf	25
3	Zielstellung und Vorgehensweise.....	27
4	Konzeptionierung lastgerechter Materialübergänge.....	29
4.1	Technologiebewertung	29
4.2	Anforderungen an einen lastgerechten Materialübergang durch 3D- Faserschlaufen.....	32
4.2.1	Mechanische Anforderungen an den endlosfaserverstärkten Materialübergang.....	34
4.2.2	Thermische Anforderungen an den endlosfaserverstärkten Materialübergang.....	35
4.3	Werkzeug- und Prozessgestaltung	41
4.3.1	Konzept zur Faserintegration in den hybriden Spritzgießprozess.....	42
4.3.2	Numerische Betrachtung der Faserausrichtung im Spritzgießprozess	48
4.3.3	Werkzeugtemperierung und lokale Temperierung der Einleger	53
4.3.4	Probekörperherstellung	56
4.3.5	Prüfkörper	57

4.3.6	Werkzeugkonzept zur Herstellung hybrider endlosfaserverstärkter Materialübergänge im Spritzgießen.....	58
4.3.7	Simulation der Prozessgrößen während des Spritzgießens und Validierung	61
4.3.8	Berechnung der Imprägnierungszeiten	66
4.4	Fazit zur Konzeptionierung.....	70
5	Prozessanalyse	71
5.1	Temperatur- und Druckanalyse.....	71
5.2	Experimentelle Faserausrichtung im Fließprozess	72
5.3	Untersuchung des kritischen Faserbiegeradiuses	75
5.4	Einfluss der Einspritzgeschwindigkeit	77
6	Charakterisierung des hybriden Materialübergangs.....	79
6.1	Faserimprägnierung	79
6.2	Verbundfestigkeit.....	82
6.2.1	Charakterisierung der Fasertextilien.....	82
6.2.2	Charakterisierung des endlosfaserverstärkten FVKs	84
6.2.3	Charakterisierung des endlosfaserverstärkten Metall-Kunststoffübergangs.....	88
6.2.4	Simulative Untersuchungen zum Spannungsverhalten.....	91
6.3	Thermischer Einfluss auf die Scherfestigkeit	94
7	Übertragbarkeit der Ergebnisse.....	99
7.1	Blechstrukturen	99
7.2	Metallische Gusswerkstoffe.....	104
8	Zusammenfassung und Ausblick.....	105
9	Literaturverzeichnis	107

II Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Cockpitquerträger von ElringKlinger	4
Abbildung 2:	Bildungsreaktion von PA6.....	6
Abbildung 3:	Molekülaufbau von Silan (links) und Silanol (rechts); R: Organischer Rest; OX: hydrolysierbare Gruppe	7
Abbildung 4:	Anwendungsbereiche und Eigenschaften von automobilen Stählen für die Außenhaut und den Karosseriebau	9
Abbildung 5:	Einfluss der Fertigungsverfahren und Faserlängen auf die Designfreiheit und die mechanischen Eigenschaften der faserverstärkten thermoplastischen Bauteile	11
Abbildung 6:	Grenzflächen zwischen Faser-Kunststoff-Metall.....	12
Abbildung 7:	Formschlüssige Verbindungsmechanismen	13
Abbildung 8:	Konzepte für hybride Materialübergänge bei Stoßverbindungen	14
Abbildung 9:	REM-Aufnahme einer Bruchfläche eines glasfaserverstärkten Polyamids mit geringer (links) und hoher (rechts) Faser-Matrix-Haftung.....	16
Abbildung 10:	Benetzungswinkel auf Festkörpern; schlechte Benetzung (links) und gute Benetzung (rechts).....	17
Abbildung 11:	Spritzgießzyklus	17
Abbildung 12:	Fließverhalten der Kunststoffschmelze	18
Abbildung 13:	Mechanische Eigenschaften von FVK in Abhängigkeit zur Faserlänge am Beispiel von PP-GF40.....	19
Abbildung 14:	Festigkeit in Abhängigkeit der Faserorientierung bei spritzgegossenen kurzglasfaserverstärkten Kunststoffen	20
Abbildung 15:	Faserschädigung im Extrusions- und Fließprozess	21
Abbildung 16:	Lokale Endlosfaserverstärkung im Spritzgießwerkzeug	22
Abbildung 17:	Imprägnierung von trockenen Fasertextilien mit PP im Spritzguss	23
Abbildung 18:	Makro- und Mikroimprägnierung von Fasertextilien.....	23

Abbildung 19:	Fluidgetriebener Breitschlitzschieber vor dem Auftreffen der Schmelze (links); nach dem Auftreffen und Richten der Fasern (rechts).....	25
Abbildung 20:	Gestaltungskonzept eines endlosfaserverstärkten Materialübergangs zwischen Metall und Kunststoff.....	33
Abbildung 21:	Stoßverbindung zwischen metallischem Profil und spritzgegossenem Kunststoff; ohne Faserverstärkung (links), mit 3D-Faserschlaufenverstärkung (rechts)	33
Abbildung 22:	Mechanisches System einer Metall-FVK-Schlaufenanbindung	34
Abbildung 23:	Thermische Ausdehnungskoeffizienten im Metall-Kunststoffübergang mit Endlosfaser als Schlaufenanbindung	36
Abbildung 24:	Wärmeausdehnung in einem rotationssymmetrischen Metall-Faser-Kunststoffübergang.....	38
Abbildung 25:	Thermische Längenausdehnung in Faserrichtung (radial) und Scherspannungen in den Materialübergängen Stahl – HV+(FV)K – PA6(GF30).....	40
Abbildung 26:	Einflussgrößen zur Gestaltung eines Prozesses und Werkzeugs zur Herstellung eines hybriden faserverstärkten Metall-Kunststoffübergangs sowie resultierende Ergebnisgrößen ...	41
Abbildung 27:	Positionierung des Fasertextils im niedrigviskosen Bereich der Kunststoffschmelze	42
Abbildung 28:	Prozesseinflüsse in einer Metall-Faser-Kunststoff Übergangsstruktur	43
Abbildung 29:	Fließkurven von Fluiden.....	44
Abbildung 30:	Viskositätsfunktion nach dem Carreau-Modell mit Temperaturverschiebungsvektor a_T	45
Abbildung 31:	Viskositätsfunktion für PA6 (links) und PA6GF30 (rechts) in Abhängigkeit der Schergeschwindigkeit und der Temperatur	46
Abbildung 32:	Numerische Abbildung der Faserausrichtung durch FSI	52
Abbildung 33:	Wärmeströme im Spritzgießwerkzeug	53
Abbildung 34:	Schematische Prozessführung im Spritzgießen	55
Abbildung 35:	Prozessablauf zur Herstellung hybrider Preformlinge.....	56

Abbildung 36:	Schematische Darstellung der Prüfkörper und Prüfungen	57
Abbildung 37:	Prüfkörper mit hybridem Materialübergang Metall-Faser-Kunststoff	58
Abbildung 38:	Spritzgießwerkzeug zur Herstellung hybrider Metall-Faser-Kunststoffübergänge	59
Abbildung 39:	Spritzgießwerkzeug und experimenteller Prozessablauf	60
Abbildung 40:	Temperaturverteilung im Spritzling Metall-Kunststoff, PA6GF0, Wkz. 70 °C, Schmelzetemp. 260 °C, t = 0,54 s (Füllung 100 %, Nachdruck 0 %).....	62
Abbildung 41:	Viskositätsverteilung im Spritzling Metall-Kunststoff, PA6GF0, Wkz. 70 °C, Schmelzetemp. 260 °C, t = 0,54 s (Füllung 100 %, Nachdruck 0 %).....	62
Abbildung 42:	Zeitliches Füllverhalten der Kunststoffschmelze mit Fasereinleger, Wkz. 70 °C, metallischer Einleger 70 °C, PA6 Schmelzetemp. 260 °C	63
Abbildung 43:	Temperatur- (links) und Viskositätsverlauf (rechts) während der Füllphase für Metall-Faser-Kunststoffübergang, PA6GF0, Schmelzetemp. 260 °C, Wkz. 70 °C, metallischer Einleger 70 °C, Fasereinleger 70 °C	63
Abbildung 44:	Temperatur- (links) und Viskositätsverlauf (rechts) während der Füllphase für Metall-Faser-Kunststoffübergang, PA6GF0, Schmelzetemp. 260 °C, Wkz. 70 °C, metallischer Einleger 220 °C, Fasereinleger 220 °C	64
Abbildung 45:	Schubspannungen zwischen Schmelze und Fasern im Spritzgießprozess	65
Abbildung 46:	Schubspannungen τ am Fasereinleger während der Füllphase	66
Abbildung 47:	Mikroimprägnierung eines Faserrovings	67
Abbildung 48:	Imprägnierungsmodell in Abhängigkeit von Druck, Viskosität und Zeit für einen achtlagigen Faserroving.....	69
Abbildung 49:	Inline-Temperaturen und Drücke im schmelzviskosen Bereich von ausgewählten thermoplastischen Kunststoffen.....	72
Abbildung 50:	3D-Faserschlaufe mit metallischem Rundstab	73

Abbildung 51:	Spritzgießwerkzeug mit Endlosfasereinleger zur Analyse der Faserausrichtung	73
Abbildung 52:	Faserauslenkung in Abhängigkeit der freien Faserlänge im Fließprozess.....	74
Abbildung 53:	Bestimmung des kritischen Faserbiegeradiusses.....	76
Abbildung 54:	Einfluss der Einspritzgeschwindigkeit auf die Probenqualität; $v = 50 \text{ cm}^3/\text{s}$ (links), $v = 25 \text{ cm}^3/\text{s}$ (rechts).....	78
Abbildung 55:	Imprägnierung von Glaserfasern im Spritzgießprozess.....	80
Abbildung 56:	Imprägnierung im endlosfaserverstärkten Materialübergang zwischen Metall und Kunststoff.....	81
Abbildung 57:	Faser-Matrix-Imprägnierung von E-Glasfasern mit Polyamid 6 im Spritzguss, $n = 5$	82
Abbildung 58:	Einzelrovingzugversuch für E-Glasfasern mit 1200 tex, $n = 5$	83
Abbildung 59:	Prüfaufbau von endlosfaserverstärkten Kunststoffen und des hybriden Materialübergangs	84
Abbildung 60:	Bruchlasten im endlosfaserverstärkten (FV)K, unbehandelte und plasmabehandelte Glasfasern in PA6(GF), $n = 5$	85
Abbildung 61:	Bruchlasten im endlosfaserverstärkten Kunststoff unter Einfluss des Nachdrucks, $n = 5$	87
Abbildung 62:	Bruchlasten im endlosfaserverstärkten Kunststoff unter Einfluss der Werkzeugtemperatur, $n = 5$	87
Abbildung 63:	Bruchlasten im (endlosfaserverstärkten) Kunststoff unter Einfluss des Faseranteils, $n = 5$	88
Abbildung 64:	Flankenzugbruch am Beispiel von PA6GF30	89
Abbildung 65:	Bruchlasten der Metall-Faser-Kunststoffübergänge für (faserverstärkten) PA6 in Abhängigkeit der Materialparameter, $n = 5$	90
Abbildung 66:	Spannungsverteilung im hybriden Materialübergang Metall-Kunststoff (links); Metall-Faser-Kunststoff (rechts)	93
Abbildung 67:	Experimenteller und simulativer Vergleich von PA6 und endlosfaserverstärktem PA6 im Kraft-Weg-Diagramm	93

Abbildung 68:	Prüfaufbau zur Messung der Scherfestigkeit im Materialübergang	95
Abbildung 69:	Scherfestigkeit bei -40 °C Prüfkammertemperatur, n = 5	96
Abbildung 70:	Scherfestigkeit bei +20 °C Prüfkammertemperatur, n = 5	96
Abbildung 71:	Scherfestigkeit bei +80 °C Prüfkammertemperatur, n = 5	97
Abbildung 72:	Verlauf Prüftemperatur-Scherfestigkeit, n = 5	97
Abbildung 73:	Herstellung verrundeter Blechkanten im kombinierten Schneid- und Umformprozess	100
Abbildung 74:	Stoßverbindung zwischen metallischem Blech und spritzgegossenem Kunststoff mit 3D-Faserschlaufen-verstärkung; Blechkantenverrundung durch kombinierten Schneid- und Umformprozess	100
Abbildung 75:	Prozessablauf zur Herstellung eines endlosfaserverstärkten Materialübergangs von Metallblech zu Kunststoff im Spritzgussverfahren	101
Abbildung 76:	Querschliff des Faserverlaufs um eine verrundete Blechkante	101
Abbildung 77:	Fließsimulation zur Angussauslegung bei der Hybridisierung von Blecheinlegern	102
Abbildung 78:	Bruchlasten der Metall-Faser-Kunststoffübergänge für (faserverstärktes) PA6 bei Blecheinlegern, n = 5	103
Abbildung 79:	Hybrides Blechprofil mit Endlosfaserverstärkung im Materialübergang	103
Abbildung 80:	Spritzgießtechnische Konsolidierung eines endlosfaserverstärkten Materialübergangs zwischen Aluminium und Organoblech	104

III Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Materialeigenschaften von Polyamid 6 (trocken) am Beispiel von Ultramid® B3S von BASF	5
Tabelle 2:	Materialeigenschaften von Glasfasern.....	6
Tabelle 3:	Materialeigenschaften von Kohlenstofffasern	8
Tabelle 4:	Materialeigenschaften von endlosfaserverstärkten Thermoplasttapes am Beispiel von SGL Group	8
Tabelle 5:	Eigenschaften von Metallen, Kunststoffen und Fasertextilien	10
Tabelle 6:	Gewichtung der Bewertungskriterien im Zuge der Nutzwertanalyse	30
Tabelle 7:	Nutzwertanalyse.....	31
Tabelle 8:	Anforderungsanalyse	32
Tabelle 9:	Thermische Ausdehnungskoeffizienten von Metall, Fasern und Thermoplasten	35
Tabelle 10:	Fließgesetze für Fluide	45
Tabelle 11:	Szenarien der Faserausrichtung im Spritzling	48
Tabelle 12:	Materialparameter der Spritzgusskunststoffe für das Cross-WLF-Modell.....	61
Tabelle 13:	Glasfaserparameter	68
Tabelle 14:	Bruchlasten für Glasfasern im Faserschlaufen-Zugversuch..	77
Tabelle 15:	Einflussparameter auf die Imprägnierung	79
Tabelle 16:	Materialparameter von PA6, 23 °C (konditioniert).....	92
Tabelle 17:	Materialeigenschaften von Fasern und Fasertapes, 23 °C (konditioniert)	92

IV Symbolverzeichnis

Lateinische Symbole

Zeichen	Einheit	Bezeichnung
A_f	m^2	Querschnittsfläche der Faser
A_{ges}	m^2	Querschnittsfläche, gesamt
A_m	m^2	Querschnittsfläche der Matrix
A_{quer}	m^2	Querschnittsfläche
a_T	-	Temperaturverschiebungsfaktor
d	m	Durchmesser
d_z	m	Fließkanalbreite
E	N/m^2	Elastizitätsmodul
$E_{f,\parallel}$	N/m^2	Steifigkeit in Faserrichtung
$E_{f,\perp}$	N/m^2	Steifigkeit quer zur Faser
E_m	N/m^2	Steifigkeit der Matrix
E_{\parallel}	N/m^2	Gesamtsteifigkeit in Faserrichtung
E_{\perp}	N/m^2	Gesamtsteifigkeit quer zur Faser
F	N	Deformationsgradient
F	N	Kraft
\mathbf{F}	N	Kraftvektor
F_f	N	Kraft in der Faser
F_m	N	Kraft in der Matrix
F_N	N	Normalkraft
F_{scher}	N	Scherkraft
F_{Zug}	N	Zugkraft
I	-	Invariante
k	-	Konsistenz
K	m^2	Permeabilität
k_{zz}	-	Gutowski-Konstante
l	m	Länge
l_0	m	Ausgangslänge
N	-	Exponent

P	Pa	Druck
\dot{Q}	J/s	Wärmestrom
R	m	Radius
r_{krit}	m	Kritischer Biegeradius
S	m	Räumliche Ausrichtung
S	N/m ²	Spannungstensor
T	°C; K	Temperatur
T	s	Zeit
U	m/s	Geschwindigkeitsfeld
V	m/s	Geschwindigkeit
V	m ³	Volumen
X	-	Exzentrizität

Griechische Symbole

Zeichen	Einheit	Bezeichnung
α_T	1/K	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\dot{\gamma}$	1/s	Schergeschwindigkeit
Δl	m	Längenausdehnung
ΔT ; $\Delta \vartheta$	°C	Temperaturänderung/-differenz
ϵ_{pf}	m	Grenzflächendicke
E	-	Dehnung
ϵ_f	-	Dehnung der Faser
ϵ_m	-	Dehnung der Matrix
ϵ_T	-	Thermische Dehnung
H	-	Normiertes Eigenschaftsniveau
H	Pa·s	Viskosität
Θ_w	°	Kontaktwinkel
Φ	°	Benetzungswinkel
Φ	-	Faservolumenanteil
Φ	-	Phasenfeldvariable
ρ	kg/m ³	Dichte
σ	N/m	Oberflächenspannungskoeffizient

σ_B	N/m ²	Biegespannung
σ_f	N/m ²	Spannung in der Faser
σ_m	N/m ²	Spannung in der Matrix
σ_{Zug}	N/m ²	Zugspannung
v_f	-	Querkontraktionszahl der Faser
v_m	-	Querkontraktionszahl der Matrix
τ	N/m ²	Schubspannung, Scherspannung
τ_0	N/m ²	Fließgrenze
ψ	-	Phasenfeld-Hilfsvariable

Verwendete Indizes

Zeichen	Bezeichnung
	parallel
⊥	orthogonal

Chemische Elemente und Verbindungen

Zeichen	Bezeichnung
Al	Aluminium
(CH ₂) ₅	Methylengruppe
CO ₂	Kohlenstoffdioxid
-COOH	Carboxygruppe
H ₂ O	Wasser
HCl	Salzsäure
n H ₂ N-	n Aminogruppen
-NH-CO-	Amidgruppe
-OH	Hydroxygruppe
Si	Silizium
SiO ₂	Siliziumdioxid
Ti	Titan

Abkürzungen

Zeichen	Bezeichnung
ALE	Arbitrary-Lagrangian-Eulerian

CF	Kohlenstofffaser
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
DIN	Deutsches Institut für Normung
EP	Epoxy
FE	Finite Elemente
FSI	Fluid-Struktur-Interaktion
FVK	Faserverstärkter Kunststoff
GF	Glasfaser
GMT	Glasmattenverstärkter Thermoplast
HM-Faser	Hochsteife Faser
HT-Faser	Hochfeste Faser
HV	Haftvermittler
IMA	In-Mold-Assembly
IR	Infrarot
LFT	Langfaserthermoplast (engl. Long Fiber Thermoplast)
M-F-K	Metall-Faser-Kunststoff
NVH	Noise Vibration Harshness
X	Hydrolysierbare Gruppe
PA6	Polyamid 6
PAN	Polyacrylnitril
PP	Polypropylen
PTFE	Polytetrafluorethylen (Teflon)
R	Organischer Rest
REM	Rasterelektronenmikroskop
WLF	Williams, Landel und Ferry
XPS	Röntgenphotoelektronenspektroskopie

1 Einleitung

In den letzten Jahren haben wachsende Sicherheitsanforderungen und Komfortansprüche zu steigenden Fahrzeuggewichten geführt [1, 2]. Diesem Trend konnte mittlerweile durch die Substitution klassischer Stahl-Bauweisen mit Leichtmetall- und faserverstärkten Kunststoffbauteilen entgegengewirkt werden [3]. Das daraus resultierende Leichtbaupotential und dessen wirtschaftliche Umsetzung ist allerdings aktuell weitgehend ausgeschöpft. Der zukünftige Ansatz sieht nunmehr die Kombination unterschiedlicher Werkstoffe in einer integrierten Funktionsstruktur vor, um die spezifische Funktionsdichte vollumfänglich auszuschöpfen. So können die strukturellen Eigenschaften durch geometrische, thermische und elektrische Funktionen erweitert werden. Die Auslegung solcher hybriden Strukturen führt somit zu einer Gewichts- und Funktionsoptimierung. Dafür bedarf es allerdings an leistungsfähigeren und wirtschaftlicheren Fertigungsverfahren.

Die Fertigung hybrider Bauteile, bestehend aus faserverstärktem Kunststoff und Metall, stellt hohe Anforderungen an Taktzeiten, den prozessintegrierten Fügeprozess sowie den Nachbearbeitungsaufwand. Bei gleichzeitig steigenden Bauteilanforderungen und steigender Materialvielfalt sind neue Fertigungsverfahren erforderlich, die unter diesen Anforderungen dennoch eine wirtschaftliche Produktion gewährleisten. In der Kunststoffverarbeitung hat sich das Spritzgussverfahren zur Herstellung kurzglasfaserverstärkter und komplexer Bauteile für die Automobilindustrie etabliert. In Kombination mit metallischen Struktureinlegern sowie Endlosfaserverstärkungen in vorkonsolidierten oder trockenen Faserhalbzeugen bietet das Spritzgussverfahren sehr gute Möglichkeiten der wirtschaftlichen, werkzeugintegrierten Hybridisierung. Dadurch lassen sich die Struktureigenschaften von nahezu isotropen kurzfaserverstärkten Spritzgießbauteilen durch die gezielte Materialanisotropie von Endlosfasereinlegern optimieren.

Auf Grund unterschiedlicher Bauteilanforderungen hinsichtlich Lastübertragung und geometrischer Gestaltung sind leistungsfähige Materialübergänge in komplexen hybriden Strukturen erforderlich. In hybriden Bauteilen, bei denen hohe Kräfte durch metallische Profile übertragen werden und die geometrische Gestaltung und Krafteinleitung über spritzgegossene kurzfaserverstärkte Komponenten erfolgen, neigen die Materialübergänge meist zu einem frühzeitigen Versagen. Die getroffenen Maßnahmen, Erhöhung des Materialquerschnitts oder die Erhöhung des Kurzfaseranteils, wirken sich häufig auf das Bauteilgewicht

aus oder sind in ihrer Dimensionierung auf den Bauraum begrenzt. Derzeit werden die Verbindungen über form- und stoffschlüssige Mechanismen erzeugt. Zur mechanischen Anbindung werden beispielsweise mechanische oder thermische Aufrauungsverfahren [4, 5] eingesetzt, um die wirksame Fläche der Materialüberdeckung zwischen Metall und Kunststoff zu vergrößern. Zur stoffschlüssigen Verbindung werden Haftvermittler in Folien- oder Pulverform verwendet, die vor der Bauteilherstellung auf das metallische Halbzeug aufgetragen werden. Bei diesen Verbindungsmechanismen kommt es jedoch vermehrt zu einem frühzeitigen Strukturversagen der Kunststoffkomponente im Materialübergang.

Materialübergänge unter realen Fahrbetriebsbeanspruchungen sind meist starken Temperaturschwankungen von $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $+80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ausgesetzt. Dadurch ergeben sich in den Materialien temperaturabhängige Ausdehnungen, die bei zu großen Relativdehnungen zu Spannungsüberhöhungen in der Grenzfläche und somit zu frühzeitigem Versagen führen. In klassischen Spritzgieß- und Pressverfahren werden meist kurz- und langfaserverstärkte Halbzeuge in Granulatform mit metallischen Einlegern zu hybriden Bauteilen verarbeitet. Der Materialübergang ist dabei durch einen direkten Übergang von Metall in den (faserverstärkten) Kunststoff gekennzeichnet.

Die Integration von Endlosfasern in den Hybridspritzguss ist derzeit auf Grund mangelnder Werkzeugkonzepte noch wenig erforscht. Eine besondere Herausforderung bei der prozessualen Umsetzung stellt die lastpfadgerechte Integration als auch die Positionierung der Endlosfasern im niedrigviskosen Bereich der Kunststoffschmelze dar.

2 Stand der Technik

2.1 Hybride Bauteile

Die Gewichtsreduktion von Fahrzeugkomponenten wird seit Jahren im industriellen Einsatz angestrebt. Im Fokus stehen dabei Leichtbauweisen und Funktionsintegrationen, die in effizienten Produktionsprozessen hergestellt werden. Leichtbauweisen sind vor allem für Nutzfahrzeuge, PKWs mit Verbrennungsmotor sowie batterieelektrische Fahrzeuge von großer Bedeutung, da das Fahrzeuggewicht direkten Einfluss auf den Kraftstoffverbrauch [6] sowie den Energiebedarf und somit den CO₂ Ausstoß nimmt. Für den Konstrukteur unterteilt sich der Leichtbau in den *Stoffleichtbau* durch Materialsubstitution, den *Formleichtbau* durch Optimierung der Geometrie und Reduzierung des Werkstoffeinsatzes, den *Konzeptleichtbau* durch Komponentenauswahl oder Reduktion der Fügstellen und den *Bedingungsleichtbau* durch Veränderung der Kundenanforderungen sowie den gesetzlichen Anforderungen [7]. Neben den klassischen Leichtbaumaterialien wie Aluminium und faserverstärkte Kunststoffe erweitern in den letzten Jahren vor allem die hybriden Bauweisen, die Kombination art- und eigenschaftsfremder Materialien, das Einsatz- und Funktionsspektrum im Vergleich zu einer monolithischen Bauweise deutlich. Hybride Bauteile lassen sich in effizienten „One-Shot“-Prozessen herstellen, die meist auf klassischen Verfahren wie Spritzgießen oder Pressen basieren und den Formgebungs- und Verbindungsprozess in einem Herstellungstakt ermöglichen. Dazu sind innovative Preform-, Werkzeug- und Prozesskonzepte erforderlich. Durch diese „One-Shot“-Prozesse können kostenintensive Verbindungs- und Montageschritte, wie das Schweißen, Kleben und Schrauben reduziert werden. Durch die Materialkombination von Metall, Fasern und Kunststoff lassen sich die mechanischen, geometrischen und thermischen Eigenschaften für den jeweiligen Anwendungsfall optimieren. Des Weiteren bietet die Materialvielfalt die Möglichkeit der Funktionsintegration [8] durch:

- Mechanische Funktionen wie Crash, Steifigkeit/Festigkeit, NVH (engl. Noise, Vibration, Harshness)
- Sensorische Funktionen wie Crash-Sensorik und Schadenserkennung
- Elektrische Funktionen wie Leitungen und elektromagnetische Isolierung
- Thermische Funktionen wie Isolation, Dämpfung und Dämmung

Aktuelle hybride Bauteillösungen zeigen sich bereits im hybriden Frontend des Ford Focus [9] oder des Audi A4 [10] und bestehen aus einer angespritzten Blech- und Einlegerstruktur mit thermoplastischem und kurzfaserverstärktem

Kunststoff. Ebenso zeigt Audi im hybriden Dachrahmen des Audi A6 eine im Spritzgießen verrippte Kunststoffstruktur in Kombination mit Blechformteilen [11]. Mercedes Benz und ElringKlinger setzen in der Serie einen Cockpitquerträger in Hybridbauweise ein, vgl. Abbildung 1. Dabei werden kurzfaserverstärkte Kunststoffstrukturen im metallischen Innenhochdruckumformwerkzeug spritzgusstechnisch verarbeitet.

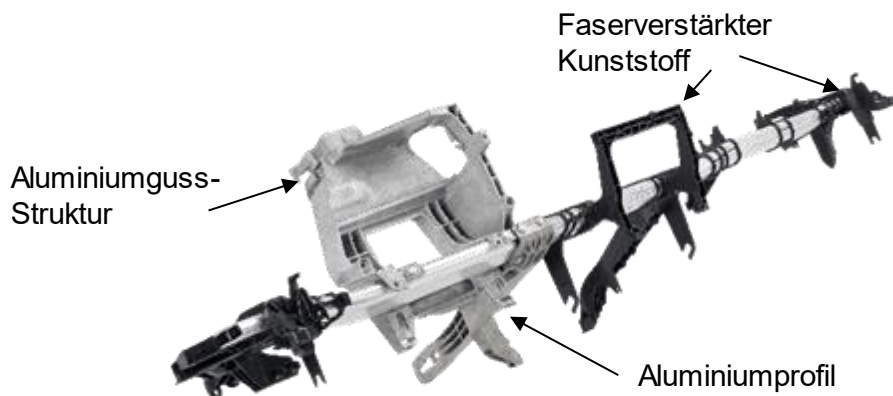


Abbildung 1: Cockpitquerträger von ElringKlinger

Die Fertigungskonzepte basieren auf Kunststoffverarbeitungsverfahren mit thermoplastischen Kunststoffen. Neben Serienbauteilen existieren in der Forschung und Entwicklung generische Strukturen oder Prototypen, um Bauteilherstellungsverfahren, Verbindungstechnologien und Materialien für leistungsfähigere, wirtschaftlichere und ressourcenschonende Bauteile zu verbessern. So werden bereits an einer hybriden B-Säule [12], einer hybriden Crash-Box [13] oder einer hybriden Profilstruktur (Erlanger-Träger) [10] vielversprechende Prozess- und Materiallösungen erforscht und umgesetzt.

2.1.1 Materialien

Zur Herstellung von komplexen, hybriden Bauteilen in geringen Taktzeiten ist die Wahl der Materialien zum einen stark von den Struktur-, Crasheigenschaften und den Funktionsanforderungen abhängig. Zum anderen ist für die wirtschaftliche Fertigung die Verarbeitbarkeit der Materialien in kurzen Taktzeiten von großer Bedeutung. So haben sich gut formbare und kostengünstige Stähle und Aluminiumlegierungen als auch schnell verarbeitbare thermoplastische Kunststoffe wie Polypropylen und Polyamid etabliert. Die strukturellen Eigenschaften von thermoplastischen Kunststoffen lassen sich durch den Einsatz von Verstärkungsfasern hinsichtlich der Festigkeit deutlich verbessern. Im Folgenden werden für die Hybridisierung geeignete Materialien näher vorgestellt.

Polyamid ist ein technischer Thermoplast und nimmt in der Automobilbranche eine wesentliche Rolle in Interieur- sowie Exterieurbauteilen ein. Dieser zeichnet sich durch Zähigkeit und hohe Festigkeit sowie gute Schlagzähigkeit und Verschleißbeständigkeit aus [14]. Die mechanischen Eigenschaften von Polyamid sind stark temperaturabhängig, sodass bei höheren Einsatztemperaturen ein deutlich weiches und duktileres Verhalten vorliegt als bei niedrigen Temperaturen (vgl. Tabelle 1). Durch wärmestabilisierende Additive besteht die Möglichkeit, einen Werkstoffeinsatz von über 190 °C zu erreichen [15, 16]. Ebenso lässt sich der Kurz- und Endlosfasereinsatz bereits wirtschaftlich in Halbzeugen wie Granulaten und Blechhalbzeugen (Organobleche) umsetzen. Polyamid-Organobleche mit einer Endlosfaserverstärkung bilden flächige Bauteilstrukturen, wohingegen Kurzglasfaserkunststoffe im Overmoldingverfahren für die geometrische Formgebung und Funktionsgestaltung Verwendung finden [17 bis 19]. Polyamid ist neben Polypropylen ein verbreiteter Spritzgießkunststoff für semistrukturelle Anwendungen. Die Vorteile von Polyamid gegenüber Polypropylen sind vor allem die deutlich bessere Temperaturbeständigkeit sowie die Bildung von polaren Bindungen [20]. Auf Grund der unpolaren Oberfläche lässt sich Polypropylen im unbehandelten Zustand schlecht kleben. Aus diesem Grund ist auch die Bildung von polaren Bindungen zu Glasfasern bei der spritzgießtechnischen Verarbeitung im Vergleich zu Polyamid sehr schlecht. Die Adhäsion zwischen Glasfasern und Kunststoffen ist ein wesentlicher Faktor für eine ausreichende Kraftübertragung von der umgebenden Matrix in die Faser.

Tabelle 1: Materialeigenschaften von Polyamid 6 (trocken) am Beispiel von Ultramid® B3S von BASF

Mechanische Eigenschaften	PA6
E-Modul	3.500 MPa (trocken)/ 1.200 MPa (konditioniert)
Zugfestigkeit	90 MPa (trocken)/ 45 MPa (konditioniert)
Bruchdehnung	4 % (trocken)/ 20 % (konditioniert)
Thermische Eigenschaften	
Schmelztemperatur	220 °C
Glasübergangstemperatur	60 °C
Therm. Ausdehnungskoeffizient	$147 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$
Weitere Eigenschaften	
Dichte	1,13 g/m ³
Luftfeuchtigkeitsaufnahme	3,0 %

Polyamide besitzen in ihrem molekularen Aufbau (vgl. Abbildung 2) eine Amidgruppe (-NH-CO-) sowie (CH₂)-Gruppen in ihrer Hauptkette. Je nach Polymerisationsgrad n lässt sich der Molekülkettenaufbau variieren, sodass bei (CH₂)₅ sowie $n=6$ Polyamid 6 entsteht.

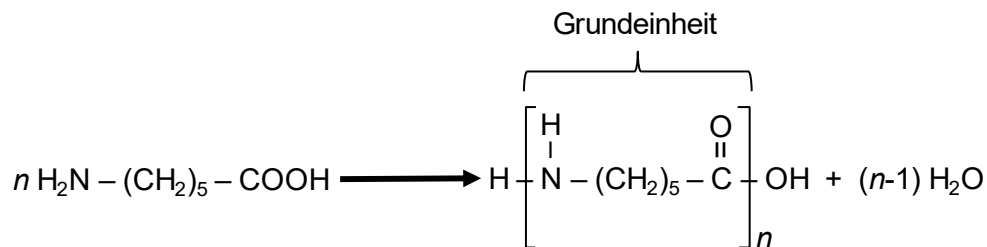


Abbildung 2: Bildungsreaktion von PA6 nach [21]

Glasfasern werden im Schmelzspinnverfahren bei 1.400 °C hergestellt. Die Fasern werden durch Spinnndüsen aus dem Bodenbereich der Schmelze gewonnen, indem das Glas aus dem zähflüssigen Zustand zu Faserdicken von 5 - 24 µm gezogen wird. Die Fasern erstarren direkt an der Luft und ein schützender Schlichteüberzug wird aufgetragen. Dieser kann bereits für eine spätere Anbindung an die Matrix bestimmter Polymere, wie z. B. Polyamid, definiert sein. Die Glasfasern zeichnen sich durch kovalente Bindungen aus Sauerstoff und Silizium (SiO₂) aus, die durch das rasche Abkühlverfahren keine kristalline Phase ausbilden können und somit isotrope Materialeigenschaften zeigen. [22] Die Glasfaserfilamente werden nach dem Ziehprozess zu Faserbündeln, auch Faserroving genannt, zusammengefasst. Die Eigenschaften der Glasfasern sind in Tabelle 2 aufgeführt. Glasfasern sind vor allem auf Grund des geringen Materialpreises sehr wirtschaftlich für die Verstärkung von Kunststoffen einsetzbar.

Tabelle 2: Materialeigenschaften von Glasfasern nach [22]

Mechanische Eigenschaften	E-Glas	S-Glas
E-Modul	73.000 MPa	86.810 MPa
G-Modul	29.920 MPa	35.578 MPa
Zugfestigkeit	2.400 MPa	4.500 MPa
Bruchdehnung	4,8 %	4,0 %
Thermische Eigenschaften		
Therm. Ausdehnungskoeffizient	$5,1 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$	$5,58 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$
Weitere Eigenschaften		
Dichte	2,54 g/cm ³	2,49 g/cm ³ 2)

Zur Verbesserung der Adhäsionseigenschaften zu Polyamiden besteht der Finish-Überzug aus bifunktionellen Organosilanen, z. B. γ -Aminopropyltriethoxysilan. Durch Hydrolyse, vgl. Abbildung 3, wird von der hydrolysierbaren OX-Gruppe durch Zugabe von Wasser bzw. Erhöhung der Feuchte Silanol erzeugt. Dadurch lässt sich das Silanol sowohl an der Glasfaser über Wasserstoffbrückenbindungen als auch über kovalente Bindungen O-Si sowie über chemische Bindungen an das Polyamid binden.

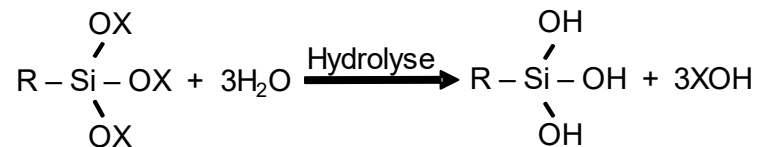


Abbildung 3: Molekülaufbau von Silan (links) und Silanol (rechts); R: Organischer Rest; OX: hydrolysierbare Gruppe nach [23, 24]

Kohlenstofffasern werden im Gegensatz zu Glasfasern durch den „Abbau von vorgeformten organischen Fasern“ [22] hergestellt. Dazu wird als Ausgangsstoff die Textilfaser Polyacrylnitril (PAN) verwendet, die in ihrem Ausgangszustand sehr kostengünstig ist. Die Kohlenstofffaserherstellung läuft üblicherweise in fünf Prozessschritten ab. Im ersten Schritt erfolgt die *Stabilisierung*, bei der das PAN bei Temperaturen von 180 – 350 °C in eine unschmelzbare Struktur überführt wird. Daraufhin folgt die *Carbonisierung* unter Stickstoffatmosphäre bei Aufheizgeschwindigkeiten von 600 °C/min und maximalen Temperaturen von 1.500 °C. In diesem zweiten Schritt entsteht ein Masseverlust, sodass die Kohlenstofffaser nach der Carbonisierung lediglich ~50 % der Ausgangsmasse besitzt. Im dritten Prozessschritt erfolgt die *Graphitisierung* bei Temperaturen zwischen 1.200 °C und 3.000 °C. Diese Temperaturnachbehandlung ist ein sehr energieintensives Verfahren und maßgeblich für die mechanischen Eigenschaften verantwortlich. Dabei lassen sich z. B. mit Temperaturen von 3.000 °C Ultrahochmodulfasern mit einem erhöhten Elastizitätsmodul von bis zu 450.000 N/mm² erzeugen. Im vierten Prozessschritt erfolgt die Oberflächenbehandlung durch das Abscheiden funktionaler Gruppen, wodurch die Faser-Matrix-Haftung verbessert wird. Des Weiteren werden im letzten Prozessschritt dünne Polymerschichten zum Schutz der Fasern aufgetragen. [22] Kohlenstofffasern besitzen einen Faserdurchmesser von 5 bis 10 µm bei einer Dichte von ~1,8 g/cm³ und sind damit deutlich leichter als Glasfasern. Die Materialeigenschaften für hochfeste (HT) und hochsteife (HM) Kohlenstofffasern sind in Tabelle 3 zusammengefasst.

Tabelle 3: Materialeigenschaften von Kohlenstofffasern nach [25]

Mechanische Eigenschaften	HT-Faser	HM-Faser
E-Modul	240.000 MPa	300.000 MPa
Zugfestigkeit	3.600 MPa	3.000 MPa
Bruchdehnung	1,5 %	1,0 %
Thermische Eigenschaften		
Therm. Ausdehnungskoeffizient	$-1,0 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$	$-1,2 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$
Therm. Ausdehnungskoeffizient \perp	$10 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$	$12 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$
Weitere Eigenschaften		
Dichte	1,78 g/cm ³	1,80 g/cm ³

Thermoplastische Faserhalbzeuge sind Faserverbundwerkstoffe, die sich durch thermisches Erweichen zu Bauteilen umformen lassen. Ein bedeutendes flächiges Halbzeug stellt das Organoblech dar, welches in einem kontinuierlichen Herstellungsprozess gefertigt wird. Organobleche bestehen aus Faserge weben oder Fasergelegen und werden schichtweise mit thermoplastischen Fo- lien zu Blechen verarbeitet. Einlagige unidirektionale Faserhalbzeuge werden dabei als Fasertape bezeichnet und werden unter anderem durch die Imprä- gierradtechnologie hergestellt [26]. Ebenso lassen sich vorimprägnierte Faser- textilien, wie Hybridgarne, den thermoplastischen Halbzeugen zuordnen [27 bis 29]. Diese werden durch Commingling zu Mischfasergarnen oder -rovings be- stehend aus einer thermoplastischen Matrixfaser und einer Strukturfaser verar- beitet. Im Gegensatz zu Organoblechen liegen Hybridgarne im unkonsolidierten Zustand vor und lassen sich somit flexibel formen und drapieren.

Tabelle 4: Materialeigenschaften von endlosfaserverstärkten Thermoplasttapes am Beispiel von SGL Group

Mechanische Eigenschaften	PA6 + GF	PA6 + CF
E-Modul	46.000 MPa	115.000 MPa
Zugfestigkeit	1.050 MPa	1.800 MPa
Bruchdehnung	2,4 %	1,48 %
Faservolumengehalt	45 %	45 %
Thermische Eigenschaften		
Erweichungspunkt	220 °C	220 °C
Weitere Eigenschaften		
Dichte	1,79 g/cm ³	1,42 g/cm ³

Neben der Matrixeinbringung durch thermoplastische Matrixfasern, lassen sich Strukturfasern durch eine thermoplastische Pulverimprägnierung infiltrieren [27, 30]. Aktuelle Untersuchungen zeigen, dass ein Vakuum den Imprägnierungsprozess deutlich verbessert [22], jedoch ist die technische Umsetzung in komplexen Formwerkzeugen mit sehr hohen Kosten verbunden.

Metallische Bleche und Profile

Die verbreitetsten metallischen Werkstoffe im Automobilbau sind Stähle, Aluminium- und Magnesiumlegierungen, wobei Stahl und Aluminium im Karosseriebereich als Blechwerkstoffe und Magnesium als auch Aluminium als Gusswerkstoffe eingesetzt werden. Stähle besitzen im Vergleich zu Kunststoffen und Glasfasern einen sehr hohen Elastizitätsmodul von $\sim 210.000 \text{ N/mm}^2$ bei einer Dichte von $\sim 7,8 \text{ g/cm}^3$. Aluminium besitzt einen Elastizitätsmodul von $\sim 70.000 \text{ N/mm}^2$ bei einer Dichte von $\sim 2,7 \text{ g/cm}^3$. Metalle wie Stahl und Aluminium besitzen aufgrund ihres duktilen Verhaltens sehr gute Crasheigenschaften, sind jedoch bei der Verarbeitung aus Blechhalbzeugen in ihrer geometrischen Gestaltbarkeit beschränkt. Stähle lassen sich durch Legierungszusätze und Phasenumwandlung in einem sehr breiten Spektrum aus Festigkeit und Duktilität einsetzen. In Abbildung 4 sind die Eigenschaften unterschiedlicher Stahlsorten gegenübergestellt. Daraus geht hervor, dass die Duktilität von der Festigkeit abhängig ist und somit der Einsatz auf Grund der Materialeigenschaften und der geometrischen Gestaltbarkeit begrenzt ist.

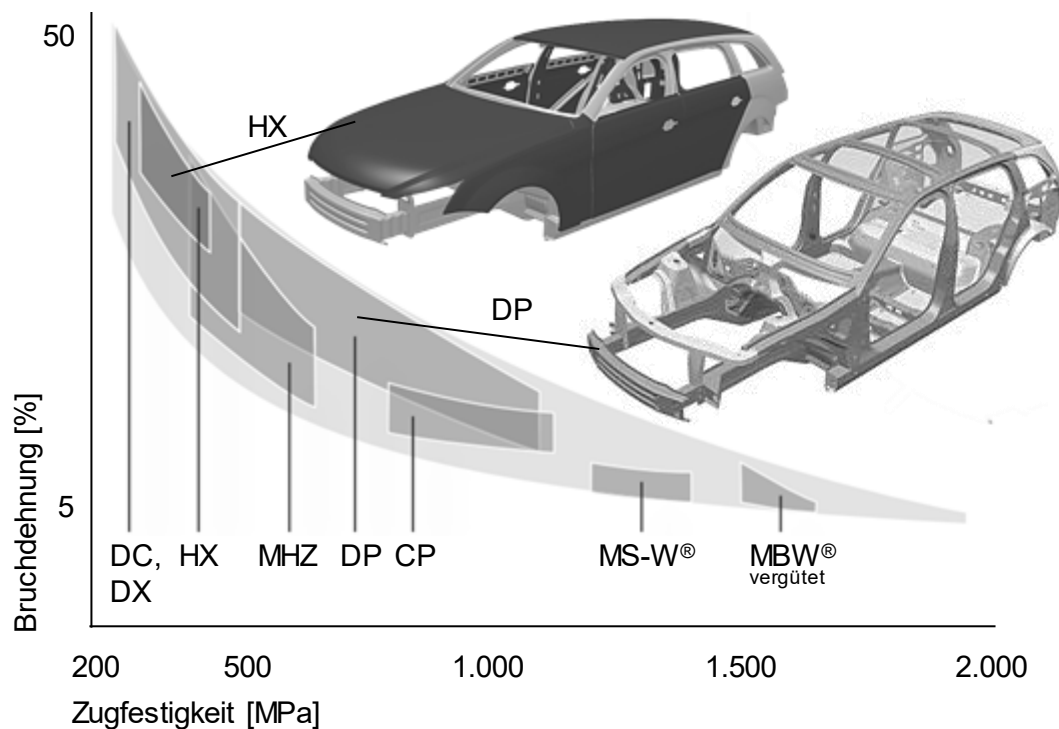


Abbildung 4: Anwendungsbereiche und Eigenschaften von automobilen Stählen für die Außenhaut und den Karosseriebau nach [31, 32]

Verbundeigenschaften durch Hybridisierung

In hybriden Bauteillösungen sollen die Eigenschaften der einzelnen Materialien optimal genutzt werden, um alle Anforderungen möglichst effizient unter den Aspekten Leichtbau und Funktionsintegration umzusetzen. In Tabelle 5 sind die Eigenschaften der Materialien zur Hybridisierung gegenübergestellt. Dabei zeichnen sich Metalle und Verstärkungsfasern vorwiegend durch ihre strukturellen Eigenschaften, bspw. ihre spezifische Steifigkeit und Festigkeit, aus. Allerdings sind metallische Blechhalbzeuge nur eingeschränkt formbar. Verstärkungsfasern besitzen auf Grund ihrer Sprödbbruchneigung einen kritischen Biegeradius, sodass diese nur bis zu einem gewissen Grad schädigungsfrei formbar sind. Thermoplastische Kunststoffe lassen sich im Vergleich zu Metallen durch einen deutlich geringeren Wärmeeintrag plastifizieren und in Endgeometrie formen, besitzen jedoch signifikant geringere Steifigkeiten und Festigkeiten als Metalle und Fasern. Des Weiteren haben Kunststoffe thermisch isolierende und schalldämpfende Eigenschaften. Durch die Kombination von Metall, Kunststoff und Fasertextilien in einer Bauteillösung lassen sich demnach die strukturellen, geometrischen sowie thermischen Eigenschaften sehr gut ergänzen.

Tabelle 5: Eigenschaften von Metallen, Kunststoffen und Fasertextilien

Funktionen	Metall	Kunststoff	Fasern/Textilien
strukturell	sehr gut	mittel	sehr gut
geometrisch	mittel	sehr gut	gut
thermisch	mittel	sehr gut	sehr gut

2.1.2 Herstellung hybrider Bauteile im Spritzgussverfahren

Die Kunststoffverarbeitungsverfahren, bei denen das „Urformen aus dem plastischen Zustand“ beschrieben wird, sind der DIN 8580 Gruppe 1.2 zugeordnet [33]. Dazu gehören das Thermoformen und das Spritzgießen mit thermoplastischer Matrix. Die Kunststoffverarbeitungsverfahren mit thermoplastischer Matrix zeichnen sich aufgrund der bereits erfolgten Polymerisation [34] durch sehr geringe Taktzeiten aus. Im Thermoformverfahren werden vorwiegend flächige lang- und endlosfaserverstärkte Halbzeuge verarbeitet, bei denen die Bauteilkomplexität sowie die Fließwege eingeschränkt sind [27]. Im Spritzgießen lassen sich komplexe Bauteilgeometrien in sehr geringen Taktzeiten realisieren. Jedoch ist das Verfahren auf Grund des Extrusionsprozesses und des damit verbundenen Fließverhaltens durch Einspritzen in eine Kavität auf Kurz- und Langfasern beschränkt [35]. Mit dem Sonderverfahren des LFT (engl. Long Fiber Thermoplastic) Spritzgießens lassen sich dem plastifizierten Thermoplasten

im Düsenbereich Langfasern zumischen, um somit die Bauteileigenschaften zu verbessern. Wie beim klassischen Spritzgießprozess mit einer Kurz- und Langfaserverstärkung sind die zugemischten Fasern im LFT-Spritzgießen ebenfalls dem Fließverhalten der Schmelze ausgesetzt, sodass die Ausrichtung in der Kavität undefiniert erfolgt. Das Thermoformen, unter dem das Fließpressen von Glasmattenthermoplasten (GMT) [27] sowie das Umformen thermoplastischer flächiger, imprägnierter Faserhalbzeuge (Organobleche) verstanden wird, bietet wesentliche Vorteile in den mechanischen Bauteileigenschaften. Diese sind jedoch bei steigender Faserlänge in ihrer Designfreiheit/ Bauteilkomplexität beschränkt. Mit Verfahren, wie dem automatisierten und lastpfadgerechten Ablegen von Endlosfasertape, lassen sich die mechanischen Eigenschaften von Fließpressmassen deutlich steigern [36]. Auch der Einsatz flexibler Werkzeuge, wie elastische Werkzeugstempel, steigert die Flexibilität im Herstellungsprozess von GMT-Halbzeugen und Organoblechen [37].

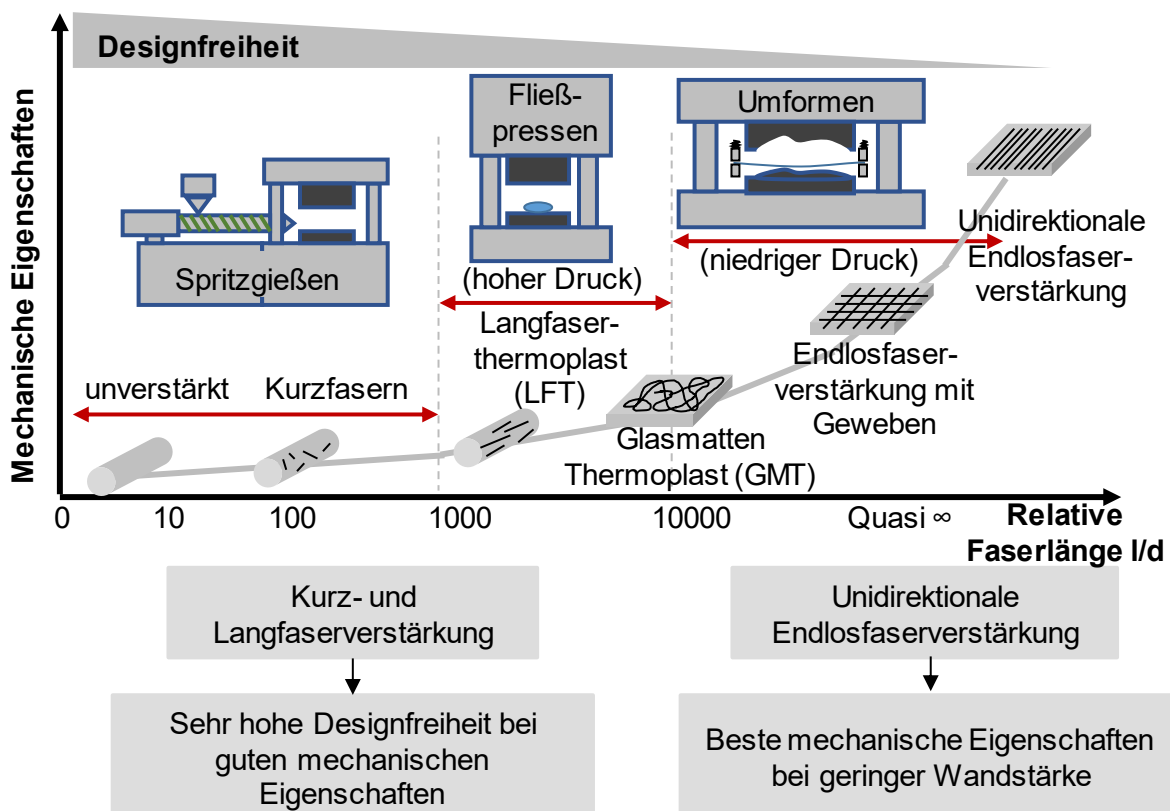


Abbildung 5: Einfluss der Fertigungsverfahren und Faserlängen auf die Designfreiheit und die mechanischen Eigenschaften der faserverstärkten thermoplastischen Bauteile

In Abbildung 5 ist ein Vergleich der möglichen mechanischen Eigenschaften und der Designfreiheit in Abhängigkeit der realisierbaren Faserlängen und Herstellungsverfahren dargestellt. Berücksichtigt werden die klassischen Herstellungsverfahren Spritzgießen, Fließpressen und Umformen. Es wird deutlich, dass mit

zunehmender Faserlänge die Designfreiheit abnimmt, jedoch die mechanischen Eigenschaften verbessert werden können.

2.1.3 Materialübergänge und Haftungsmechanismen

Im Zuge dieser Arbeit wird der Begriff „Hybrid“ als Multi-Material-Bauweise aus metallischer und faserverstärkter Kunststoffkomponente verwendet. Dabei werden im Wesentlichen Bauweisen betrachtet, bei denen der Formgebungs- und Verbindungsprozess in einem Formwerkzeug erfolgt. In Abschnitt 2.1.2 sind bereits die relevanten Fertigungsverfahren zur Herstellung hybrider thermoplastischer faserverstärkter Kunststoffe mit metallischen Komponenten aufgeführt. Die bedeutendste Herausforderung für leistungsfähige Hybridlösungen ist dabei, die Festigkeit und Dauerbeständigkeit der Materialverbindung zwischen Metall und Kunststoff sicherzustellen. Zur Erzeugung eines hochfesten werkzeugintegriert hergestellten Materialverbunds werden form- (1) und stoffschlüssige (2, 3) Mechanismen genutzt (vgl. Abbildung 6).

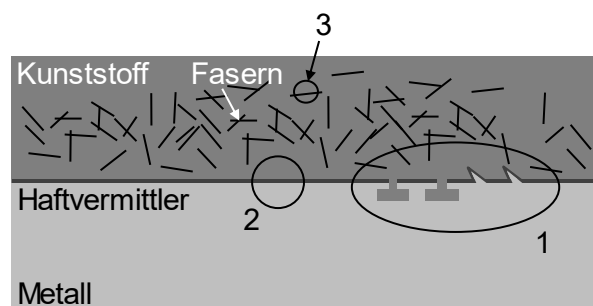


Abbildung 6: Grenzflächen zwischen Faser-Kunststoff-Metall

1. Formschluss zwischen Metall-Kunststoff
2. Stoffschluss zwischen Metall und Kunststoff
3. Haftungsmechanismen zwischen Faser und Matrix

Formschluss zwischen Metall und Kunststoff

Die Verbindung zwischen Metall- und Kunststoffkomponenten lässt sich durch Post-Mold-Assembly Verfahren, wie das Schrauben, Nieten und Kleben oder durch In-Mold-Assembly (IMA) Verfahren erzeugen. In-Mold-Assembly Verfahren zeichnen sich durch die Hybridisierung im Formgebungsprozess des Kunststoffs aus [38]. Im Rahmen dieser Arbeit liegt der Fokus auf In-Mold-Assembly Verfahren, da somit nachträgliche Fügeverfahren entfallen und sich dadurch der Herstellungsprozess deutlich effizienter gestalten lässt.

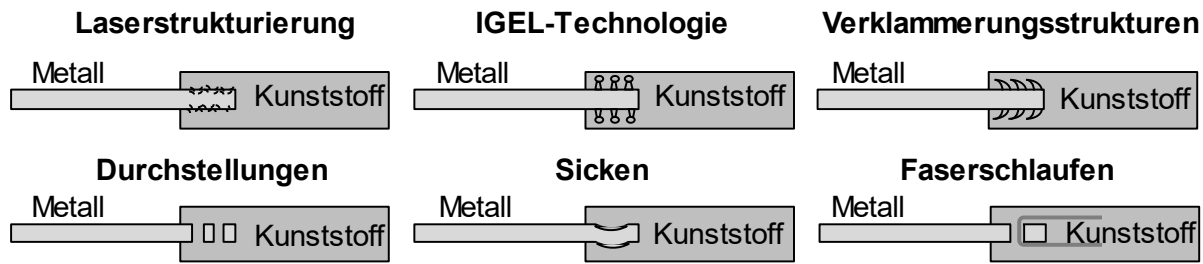


Abbildung 7: Formschlüssige Verbindungsmechanismen

Zu den formschlüssigen Mechanismen gehören die Oberflächenvergrößerung der metallischen Oberfläche sowie die Erzeugung von Hinterschneidungen in Lastrichtung [39, 40]. In Abbildung 7 sind die wesentlichen bekannten formschlüssigen Verbindungsmechanismen dargestellt.

Die Vorbehandlung durch **Laserstrahlen** [41] kann je nach Intensität die Eindringtiefe und somit die Strukturausprägung steuern. Weiterhin sorgt die Laserbehandlung für einen Reinigungseffekt und somit für eine bessere Anbindung des Kunststoffs an die metallische Oberfläche [42]. Die Laserstrukturierung ist allerdings hohen Prozesszeiten unterworfen. Bei der **IGEL-Technologie** [43] werden metallische Pinstrukturen auf die Metalloberfläche aufgeschweißt und erzielen in einer formschlüssigen Verbindung mit dem Kunststoff hohe Verbundfestigkeiten. Das Verfahren ist jedoch, ähnlich wie die Laserstrukturierung, langen Prozesszeiten unterworfen. Die **mechanischen Verklammerungsstrukturen** [44], erzeugt in einem teilspanenden und umformenden Verfahren, werden bereits als Grip-MetalTM von der Firma NUCAP [45] in einem kontinuierlichen Serienprozess hergestellt. Ebenso wurden diese Verklammerungsstrukturen im Rahmen des AiF Projekts 18112 N „HyTensile“ in In-Mold-Assembly Verfahren untersucht [46, 47]. Die mechanischen Verklammerungsstrukturen weisen hohe Verbundfestigkeiten bei moderaten Prozesszeiten auf. Das Umspritzen von umformtechnisch hergestellten **Sicken** [48] sowie **Durchstellungen** [10, 49] mittels Stanz- und Schneidprozessen sind etablierte Verfahren für IMA-Prozesse. Das Verfahren des Innenhochdruckumformens [39] ist ein Sonderverfahren der Sickenausprägung für IMA-Prozesse, bei dem umspritzte Rohre oder Bleche durch eine werkzeugintegrierte Umformung eine formschlüssige Verbindung mit dem Kunststoff eingehen.

Für die Etablierung hybrider Strukturen in Fahrzeugkomponenten ist neben den rein werkstofflichen Eigenschaften vor allem der Materialübergang von großer Bedeutung. Häufige Versagensursachen sind Materialablösungen (Delaminationen) auf Grund zu hoher lokaler Lastspitzen [50] oder zu großer Relativdehnungen infolge unterschiedlicher Wärmeausdehnung [22].

Für einen lastpfadgerechten Materialübergang von Metall zu faserverstärktem Kunststoff existieren neben den klassischen form- und stoffschlüssigen Mechanismen über Verbindungselemente und -strukturen sowie Haftvermittlern auch Konzepte ohne Überlappungsflächen. Die Materialanbindung über **Faserschlaufen** zeigt sich im Flugzeugbau in hochbeanspruchten Komponenten, wie Rotorblättern oder Landeklappen. Dadurch lassen sich hohe Zugkräfte lastgerecht über Fasern in die Welle einleiten [51]. Ebenfalls zeigt sich dieses Prinzip in carbonfaserverstärkten Hochleistungsriemen [52]. Für das Spritzgussverfahren konnte bereits gezeigt werden, dass die Kraftleitung durch das Spannen von vorkonsolidierten Hybridrovings um Dorne erfolgen kann [53]. Für den hybriden Materialübergang aus Aluminiumgussprofilen und duroplastischem FVK liegen ebenfalls Untersuchungen für lastgerechte faserverstärkte Übergangsstrukturen vor [54]. Dabei berücksichtigt der Übergangsbereich Strukturen aus Drahtschlaufen, Folien oder Faserschlaufen zur Anbindung von Kohlenstofffasern [54, 55] (Abbildung 8). Dadurch lässt sich der Lastpfad direkt aus der metallischen Struktur in die faserverstärkte Kunststoffstruktur übertragen. Dieses Prinzip zeigt auch *Kolesnikov* mit einem überlappenden Laminataufbau im Materialübergangsbereich bestehend aus Metall und CFK [56]. Durch diesen Anbindungsmechanismus lassen sich bei Einhaltung der Bauteildicken gewichtstreibende Überlappungsflächen in Materialübergängen reduzieren.

Kraftschlüssige Bindungsmechanismen werden meist nachträglich als Verbundbauweise erzeugt, bspw. durch das Verschrauben von metallischer mit metallischer oder metallischer mit thermoplastischer Komponente mit der Flow-Drill-Schraube (Patent US8375549B2) [57]. Der Einsatz in In-Mold-Assembly Verfahren ist daher unüblich.

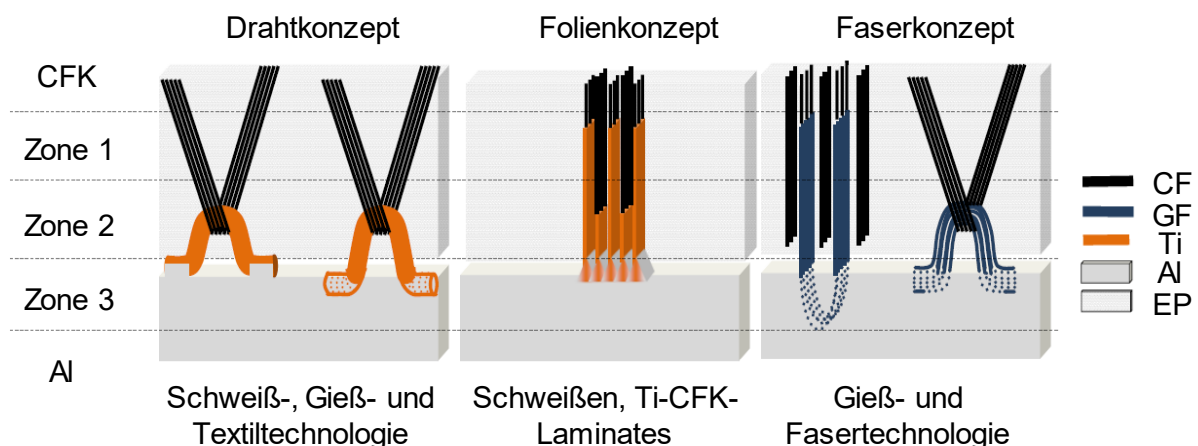


Abbildung 8: Konzepte für hybride Materialübergänge bei Stoßverbindungen nach [54]

Stoffschluss zwischen Metall und Kunststoff

Für stoffschlüssige Materialübergänge zwischen Metall und Kunststoff werden Haftvermittlersysteme auf Basis eines thermoplastischen Schmelzklebstoffs eingesetzt. Mit diesen Haftvermittlersystemen lassen sich sowohl adhäsive Kräfte zur metallischen Oberfläche als auch zur polymeren Oberfläche bilden [58]. Der Haftvermittler lässt sich als Folienhaftvermittler [59] oder Pulverhaftvermittler [60] herstellen und weiterverarbeiten. Dazu werden die metallischen Blechoberflächen im Coil-Coating-Verfahren mit der Haftvermittlerfolie unter Druck und Temperatur kaschiert [61]. Pulverhaftvermittler werden, unterstützt durch ein elektrisches Potential, auf die metallische Oberfläche aufgesprüht und anschließend in einem Umluftofen stoffschlüssig angebunden. Ebenso lassen sich hybride Materialverbindungen zwischen Metall und Kunststoff durch thermisches Direktfügen erzeugen [62]. Diese erfordern zwar keine Haftvermittler, jedoch sind die Verbundfestigkeiten stark von der Oberflächenbeschaffenheit der Fügepartner abhängig, sodass die Reinigung und Vorbehandlung der metallischen Oberfläche erforderlich sind. Die Vorbehandlung kann durch Plasmabehandlung, die eine Oberflächenaktivierung und -reinigung erzeugt, erfolgen [62, 63]. Des Weiteren bietet die Fügevorbereitung durch Ätzen der metallischen Oberfläche eine Reinigung und Oberflächenaufrauung, sodass eine gute Vorbehandlung für das thermische Direktfügen als auch für die Haftvermittlerbeschichtung erzeugt werden kann. Somit bestehen bereits Verfahren, mit denen sich thermoplastische Kunststoffe an metallische Werkstoffe fügen lassen [10]. Da in stoffschlüssigen Materialverbindungen die Verbundfestigkeit von der Überlappungsfläche abhängt, sind unter dem Leichtbauaspekt Verbindungstechnologien einzusetzen, die eine möglichst geringe gewichtstreibende Überlappungsfläche erfordern.

Haftungsmechanismen zwischen Faser und Matrix

Die Haftung wird als Phänomen der Wechselwirkung zwischen zwei festen Körpern oder zwischen einem festen Körper und einer festen oder flüssigen Phase beschrieben. Im Bereich der Faser-Kunststoff-Verbunde besitzt die Faser-Matrixhaftung die wesentliche Aufgabe, Kräfte zwischen den Festkörpern zu übertragen. In Abbildung 9 ist ein Glasfaser-Polyamidverbund gezeigt, der auf Grund einer geringen Faser-Matrixhaftung ein adhäsives und bei einer guten Faser-Matrixhaftung ein nahezu kohäsives Versagen zeigt.

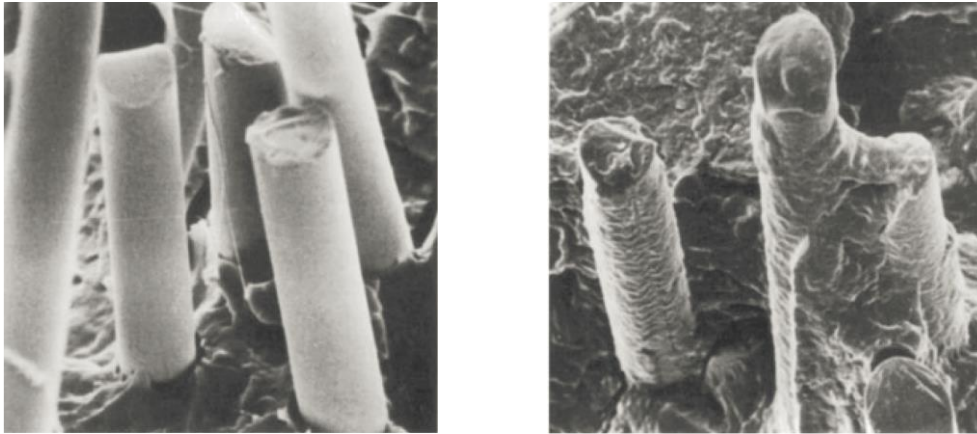


Abbildung 9: REM-Aufnahme einer Bruchfläche eines glasfaserverstärkten Polyamids mit geringer (links) und hoher (rechts) Faser-Matrix-Haftung [64]

Die verbesserte Faserbenetzung und -haftung zwischen Faser und Matrix führt zu einer verbesserten Spannungsübertragung und somit zu einer deutlich besseren Verbundfestigkeit [65]. Die Interface-Festigkeiten zwischen Faser und Matrix lassen sich durch einen Faser-Pullout-Versuch ermitteln [66]. Die Abhängigkeit des Imprägnierungsgrads auf die Haftfestigkeit des Faser-Matrix-Verbunds konnte bereits in [67] nachgewiesen werden.

Die wirkenden Adhäsionsphänomene setzen sich aus einer mechanischen Verankerung sowie aus kovalenten und intermolekularen Bindungskräften zusammen [68]. Die mechanische Verankerung bzw. Oberflächenhaftung entsteht durch das Imprägnieren von Textilzwischenräumen oder durch Oberflächenrauigkeiten der Faser und führt somit zu einem Formschluss [65]. Ebenso entstehen Wechselwirkungen zwischen den Oberflächenatomen aus Faser und Matrix [69]. Ein chemischer Stoffschluss entsteht über die kovalenten Bindungen des Haftvermittlers (Faserfinish) und der Kunststoffmatrix [69]. Schwächere intermolekulare Bindungen wie Van-der-Waals Kräfte sorgen für eine gute Benetzung der Fasern mit der Matrix [70].

Die Benetzung der Fasern mit der thermoplastischen Schmelze ist ebenfalls eine bedeutende Größe für die Imprägnierung. Hohe Oberflächenenergien der Fasern sorgen dabei für einen Kapillareffekt [23, 65], sodass die Matrix in die Poren eindringt und somit die Haftfläche sowie die Adhäsionskraft erhöht werden. Dies untersucht *Dutschk* durch einen Tropfenabscherversuch mit Matrix und Faserfilament [71]. Das Phänomen der Benetzung ist in Abbildung 10 zu sehen. Der Winkel φ wird dabei zwischen dem Festkörper und der Tangente des Lot-Werkstoffs ermittelt und ist das Maß für die Benetzungsfähigkeit.

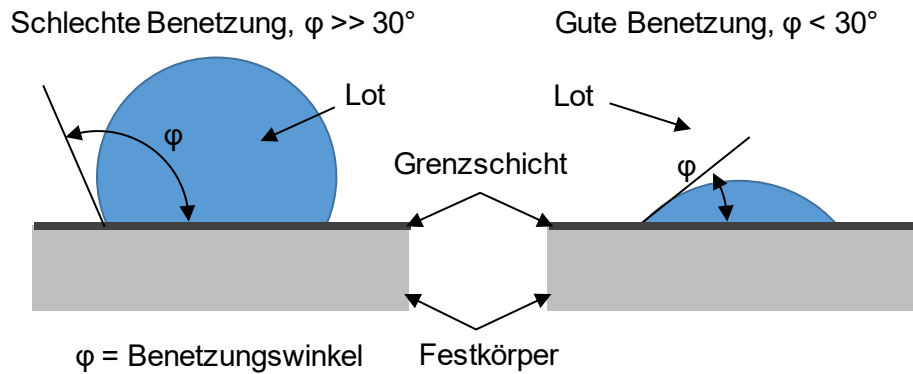


Abbildung 10: Benetzungswinkel auf Festkörpern; schlechte Benetzung (links) und gute Benetzung (rechts) nach [69]

Die Haftungsfähigkeit der Matrix auf der Faser lässt sich durch das Modifizieren der Matrix durch bifunktionale Organosilane verbessern [69]. Ebenso wird Maleinsäureanhydrid als Matrixmodifikator zur Verbesserung der Haftungseigenschaften verwendet [72]. Ein bedeutendes Vorbehandlungsverfahren von Oberflächen zur Reinigung sowie zur Erhöhung der Oberflächenenergien ist die atmosphärische Plasmabehandlung [63, 73 bis 75]. Neben der chemischen Modifizierung der Faseroberfläche existieren versuchstechnische Maßnahmen zur Verbesserung der Imprägnierung, bspw. durch das Spannen von Glasfaserrovingings beim Polyamid-Schmelzbadtauchen [76].

2.2 Spritzgießen

Das Spritzgießen ist ein urformendes Herstellungsverfahren von (kurz- und langfaserverstärkten) thermoplastischen Kunststoffen. Das Verfahren ist grundsätzlich in vier Prozessschritte, die Einspritzphase, die Kühl- und Nachdruckphase, die Restkühl- und Plastifizierphase sowie die Auswerfphase, unterteilt (Abbildung 11).

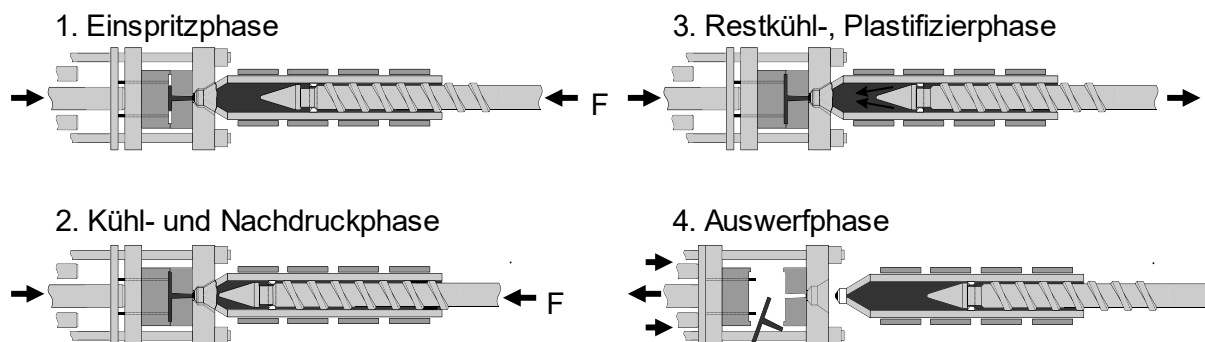


Abbildung 11: Spritzgießzyklus nach [77, 78]

Vor der Einspritzphase (1) wird der Kunststoff als Granulat dem Extrudersystem zugeführt und über die rotatorische Schneckenbewegung gefördert und plastifiziert. Scherung und elektrische Heizsysteme sorgen für die Plastifizierung des Kunststoffs. Während der Einspritzphase wird der plastifizierte Kunststoff, der sich im Dosiervolumen vor der Schneckenspitze befindet, in die Kavität eingespritzt. Es stellt sich in Abhängigkeit der Fließwege und der temperaturabhängigen Kunststoffviskosität der Spritzdruck ein. Nach nahezu vollständiger Formfüllung erfolgt die Nachdruck- und Kühlphase (2). Der Nachdruck gleicht dabei die Schwindung in der Kühlphase aus. Während der fortlaufenden Kühlphase erfolgt bereits die nächste Platifizierphase (3) sowie nach abgeschlossener Restkühlphase das Auswerfen des Spritzlings (4). Eine wesentliche Charakteristik im Spritzgießen stellt der Fließprozess der Kunststoffschmelze dar, der in Abbildung 12 dargestellt ist. Im konventionellen Spritzgießen liegt die Werkzeugtemperatur deutlich unter der Schmelztemperatur, sodass ein zeiteffizienter Abkühl- und Auswerfprozess erfolgen kann. Durch den Temperaturgradienten zwischen der plastischen Seele der Schmelze und der Werkzeugwandung setzen im Randbereich bereits Erstarrungseffekte ein, wodurch sich an der Fließfront eine Art Querströmung bildet. Zwischen der erstarrten Randschicht und der nachfließenden Kunststoffschmelze entsteht aufgrund der großen Viskositätsdifferenzen hohe Molekülreibung, sodass der thermoplastische Kunststoff, mit seiner scherverdünnenden Materialeigenschaft, in diesem Bereich eine erhöhte Scherung und somit eine niedrigere Viskosität aufweist.

Im Spritzgießen stehen die Zykluszeiten, Bauteilfehler wie Einfallstellen sowie der teilkristalline Molekülkettenanteil in einem direkten Zusammenhang und müssen in der Prozessauslegung berücksichtigt werden. Wesentliche Gestaltungsrichtlinien werden dazu in [79] beschrieben.

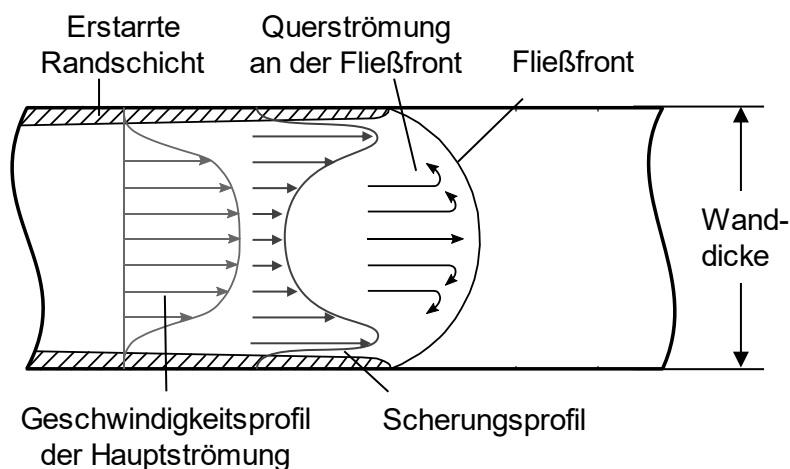


Abbildung 12: Fließverhalten der Kunststoffschmelze nach [79, 80]

Für die Hybridisierung mit metallischen Einlegern und der Direktimprägnierung von Fasern im Spritzgießprozess ist eine genaue Kenntnis der Temperatur- und Druckverteilung von großer Bedeutung, da davon die Positioniergenauigkeit der Einleger abhängig ist. Dies wird näher in Abschnitt 4.3.1 beschrieben.

2.2.1 Kurz- und langfaserverstärkte Thermoplaste

Die Verarbeitung von Kurz- oder Langfasern in thermoplastischen Granulaten ist eine weitverbreitete und wirtschaftliche Maßnahme zur Verbesserung der mechanischen Bauteileigenschaften. Faserverstärkte Bauteile, die im Spritzgussverfahren hergestellt werden, besitzen in Abhängigkeit ihrer Faserlänge und Faserausrichtung lokal richtungsabhängige Eigenschaften. Dabei sind vor allem Elastizitätsmodul, Festigkeit, Schlagzähigkeit, Bruchdehnung sowie thermische Ausdehnung lokal unterschiedlich. Der Elastizitätsmodul erreicht bereits ab einer Faserlänge von ~ 1 mm und die Festigkeit nach ~ 10 mm Faserlänge das 95 prozentige Maximum. Die Schlagzähigkeit hingegen steigt bis zu ~ 100 mm Faserlänge an, sodass in diesem Fall bereits von einer Endlosfaser gesprochen werden kann [81].

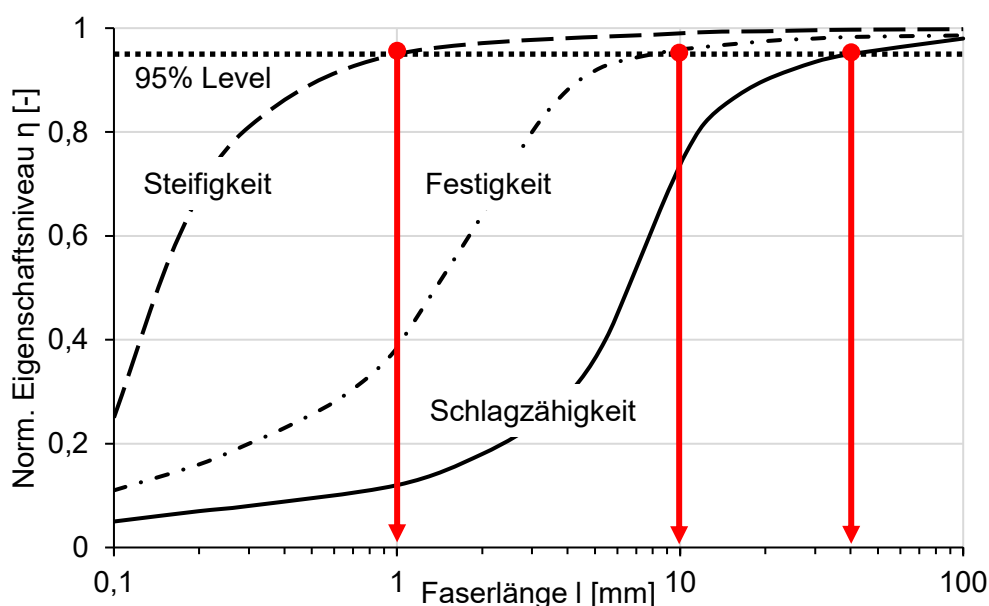


Abbildung 13: Mechanische Eigenschaften von FVK in Abhängigkeit zur Faserlänge am Beispiel von PP-GF40 nach [81]

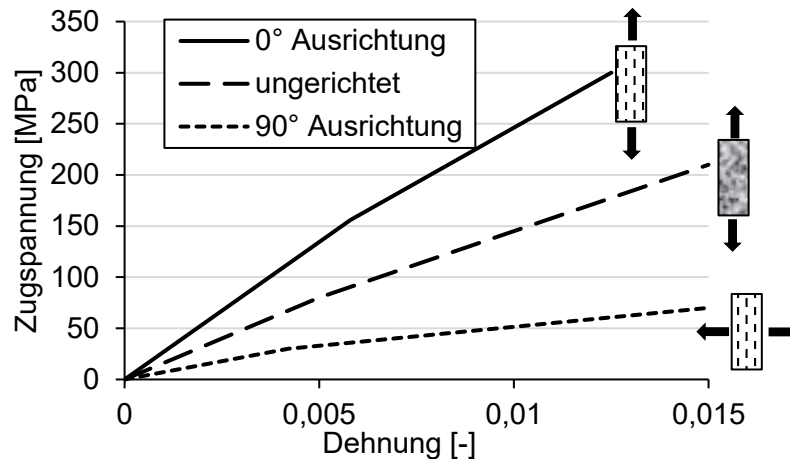


Abbildung 14: Festigkeit in Abhängigkeit der Faserorientierung bei spritzgegossenen kurzglasfaserverstärkten Kunststoffen nach [83]

Im Spritzgussverfahren richten sich Kurz- und Langfasern in der plastifizierten Kunststoffmatrix in Abhängigkeit der Fließrichtung aus. So kommt es im Randbereich zu einer Vorzugsrichtung in Fließrichtung und mittig zu einer regellosen Anordnung. Nach der Gleichung von *Folgar-Tucker* lässt sich die Faserorientierung in Spritzgießprozessen abbilden [82]. Dadurch ergibt sich für spritzgegossene faserverstärkte Kunststoffe eine prozess- und werkzeugbedingte Richtungsabhängigkeit, die Einfluss auf die Steifigkeit, Festigkeit und Bruchdehnung besitzt [83]. In Abbildung 14 ist dieser Einfluss grafisch dargestellt.

Im Extrusions- und Erweichungsprozess des faserverstärkten Kunststoffgranulats kommt es auf Grund von hohen Scherkräften zu Faserbrüchen [84], sodass die ursprüngliche Faserlänge nach dem Extrusionsprozess deutlich verkürzt wird.

In Abbildung 15 ist die Faserkürzung infolge der Scherkräfte über den örtlichen Ablauf des Extrusionsprozesses abgebildet. Dabei zeigt sich deutlich die Kürzung der Faserlänge über den Schneckenweg sowie im Düsen- und Einspritzbereich. Zur Verringerung des Schereinflusses im Extrusionsprozess zeigen bereits Untersuchungen, dass bei Einhaltung eines bestimmten Prozessfensters eine verringerte Faserschädigung durch einen Planetschneckenextruder möglich ist [85].

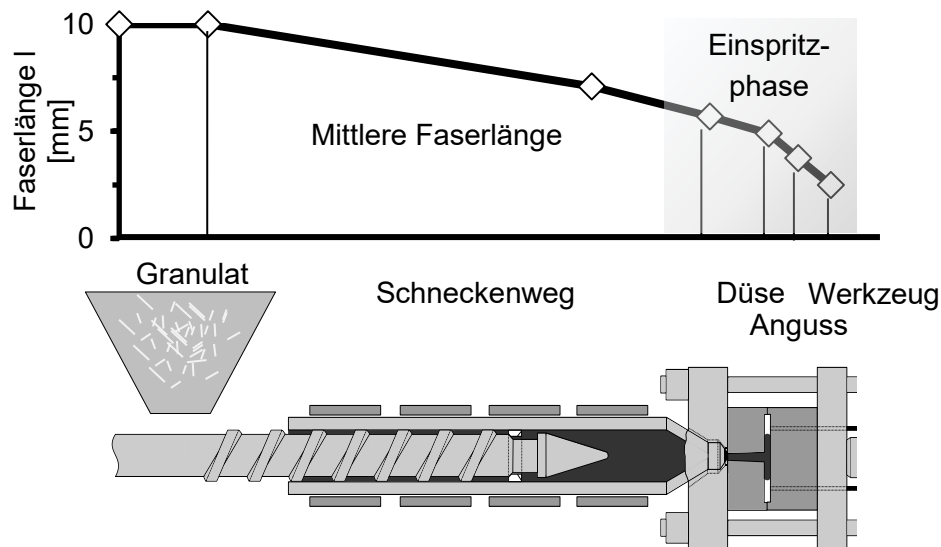


Abbildung 15: Faserschädigung im Extrusions- und Fließprozess [35, 77]

Ein weiteres industriell eingesetztes Verfahren ist das Langfaser-Direktspritzgießen [84, 86], bei dem zum Ende des Schneckenwegs Langfasern mit einer Länge von 15 mm bis 50 mm der Schmelze zugeführt werden. Dadurch wird die Scherbelastung, die in der Schnecke entsteht, verringert und ein schädigungsärmeres Einspritzen der Fasern ermöglicht.

2.2.2 Endlosfasertextilien im Spritzgießprozess

Im Spritzgussverfahren werden in der Regel unverstärkte und kurzfaserverstärkte Thermoplaste eingesetzt. Unter Einfluss der Fließwege und des Quellflusses ergibt sich eine Faservorzugsrichtung, die die Steifigkeit und Festigkeit erhöht (vgl. Abbildung 14) und schicht- und richtungsabhängig ist. Die lokale Integration von Endlosfasern bietet dabei die Möglichkeit, eine deutlich höhere lastorientierte Gesamtsteifigkeit, -festigkeit und vor allem Schlagzähigkeit zu erzielen, um dadurch in spritzgegossenen Kunststoffbauteilen lokale Lastspitzen aufzunehmen.

Die Integration von Fasertextilien in den Spritzgießprozess kann grundsätzlich in die Integration von vorkonsolidierten Halbzeugen und trockenen Fasertextilien unterteilt werden. Zu den konsolidierten Halbzeugen gehören Organobleche [87], unidirektionale Faser-Tapes oder auch Faser-Stränge sowie Gitter mit thermoplastischer Matrix [23, 53, 88 bis 90]. Die integrierten Faserhalbzeuge müssen vor dem Anspritzen mit thermoplastischem Kunststoff über die Schmelztemperatur erwärmt werden, um so die Imprägnierung und eine stoffschlüssige Verbindung zu erzeugen [89, 91]. Für die meistverbreiteten Strukturkunststoffe Polypropylen (PP) und Polyamid (PA) bedeutet dies Temperaturen

von 160 °C (PP) sowie 220 °C (PA). Dazu lassen sich werkzeugexterne sowie -interne Erwärmungsmethoden einsetzen. Die wesentlichen internen Erwärmungsmethoden stellen die Fluidtemperierung, die elektrische Heizung [89] oder die Infrarotstrahlenheizung dar [92]. Zu den externen Erwärmungsmethoden zählen ebenfalls die Infrarot-Strahlenheizung sowie der Umluft- oder Durchlaufofen. Eine weitere, jedoch kostenintensive, Maßnahme zur Verbesserung der Imprägnierung ist die Pulverimprägnierung der Fasern [30]. Thermoplastische Pulver sind auf Grund des herstellenden Mahlprozesses im Vergleich zu Folien oder Granulat sehr kostenintensiv. Des Weiteren werden vorkonsolidierte Faserstränge durch einen Kalandrierprozess hergestellt. Das Kalandrieren und Pultrudieren sind kontinuierliche Herstellungsverfahren, bei denen unter Druck und Temperatur plastifizierte thermoplastische Folien bzw. Schmelzen in das Fasertextil imprägniert werden [93]. *Nygaard* zeigt, dass die Faserspreizung, die Faserspannung sowie die Faseranregung mittels Ultraschall einen positiven Einfluss auf die Faserimprägnierung im Pultrusionsprozess besitzt [91]. Das Kalandrieren arbeitet dahingegen ohne die Schmelzbadimprägnierung, sondern integriert die Matrix in Form von thermoplastischen Binderfasern, die in der Faserbündelherstellung gleichmäßig berücksichtigt werden. Die Kombination von Struktur- und Binderfaser wird Hybridgarn oder -roving genannt. Aktuelle Arbeiten befassen sich dabei mit dem beidseitigen Spannen von Fasern über Dorne, vgl. Abbildung 16, [53] oder mit dem Klemmen der Fasern durch beidseitig gesteuerte Positionierstifte in der Werkzeugmitte [94].

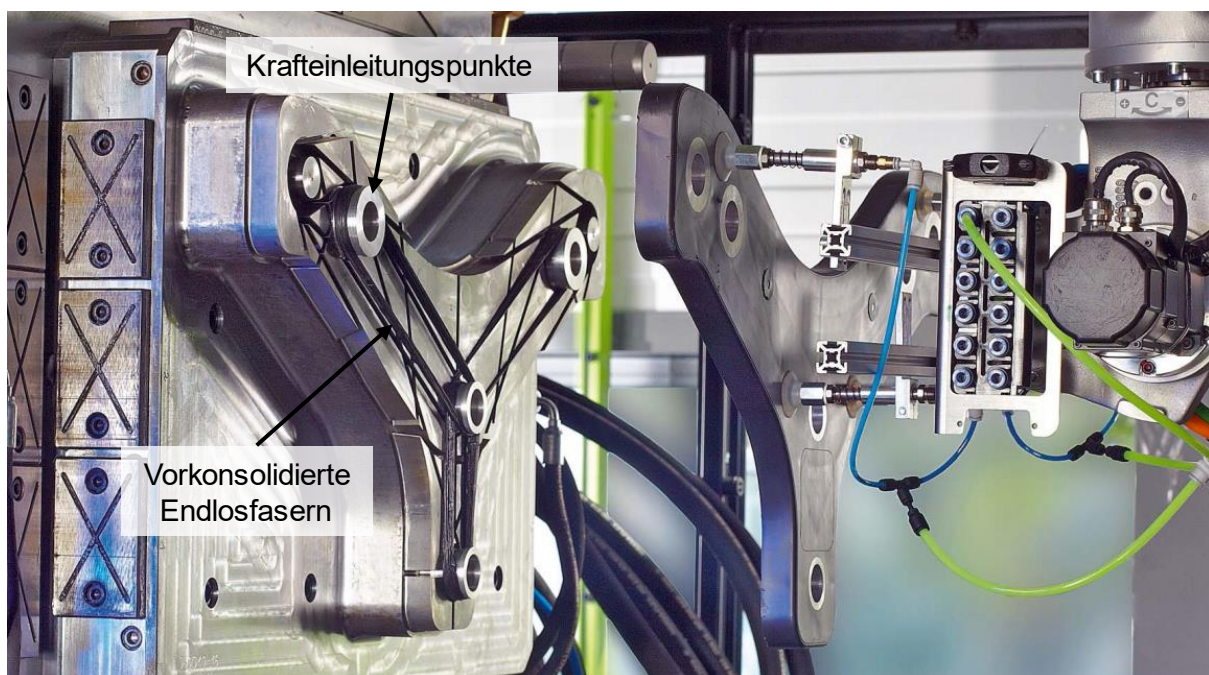


Abbildung 16: Lokale Endlosfaserverstärkung im Spritzgießwerkzeug [53]

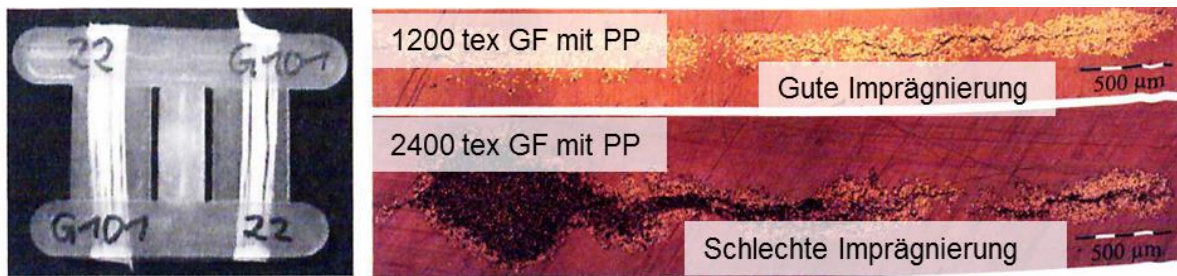


Abbildung 17: Imprägnierung von trockenen Fasertextilien mit PP im Spritzguss [95]

Huber konnte zeigen, dass durch eine lokale Endlosfaserintegration der Faser-masseanteil im Vergleich zu einem kurz- und langfaserverstärkten Kunststoff um ~25 % gesenkt werden kann [53]. Tröltzsch [95] beschränkt sich in seinen Untersuchungen im Wesentlichen auf die Faserkonsolidierung mit Polypropylen, welches auf Grund seines niedrigen Schmelzpunktes deutlich andere Werkzeuganforderungen besitzt als Polyamid. Er konnte zeigen, dass unter Vorwärmen der Kavität durch ein Fluid auf nahezu Schmelztemperatur eine vollständige Faserimprägnierung für kleine Faservolumengehälter erfolgen kann, vgl. Abbildung 17. Jedoch ist die Fluidtemperierung auf Grund ihrer hohen Massenträgheit ein zeitintensiver Prozess, um den Spritzling im Werkzeug variotherm auf Entformungstemperatur zu kühlen. Ebenso zeigt Tröltzsch, dass eine erhöhte Faserspreizung bei gleichbleibender tex-Zahl zu einer verbesserten Verbundfestigkeit und einer verbesserten Faserimprägnierung führt [67].

Die Integration und Imprägnierung von trockenen Fasertextilien im Spritzgießprozess [95, 96] ist stark von der Prozessgestaltung abhängig. Im Wesentlichen lässt sich die Positionierung der Fasern in einer einseitigen Imprägnierung bei wandungsnaher Positionierung und in einer zweiseitigen Imprägnierung bei kavitätsmittiger Positionierung unterscheiden. Die wandungsnah Faserpositionierung erfordert für die Durchimprägnierung der Fasern eine wandungsseitige Heizung, um eine frühzeitige Schmelzeerstarrung zu vermeiden. Nur dadurch lässt sich eine vollständige Imprägnierung gewährleisten. Bei der kavitätsmittigen Faserpositionierung erfolgt die Temperierung maßgeblich durch die

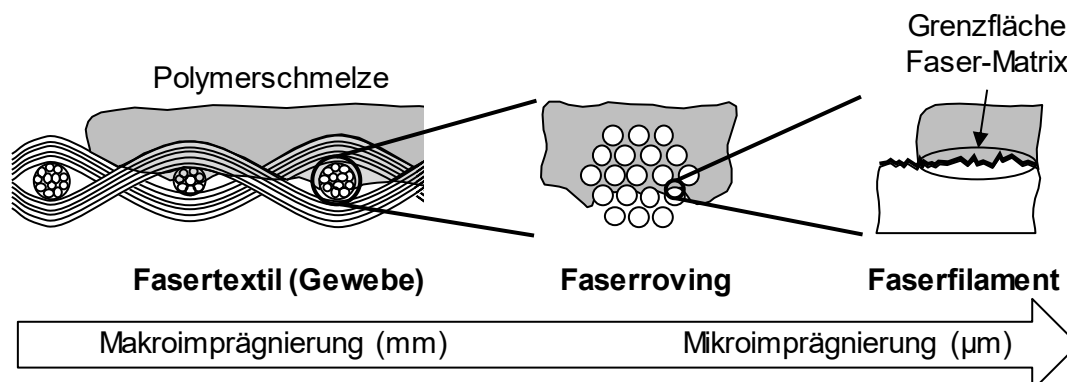


Abbildung 18: Makro- und Mikroimprägnierung von Fasertextilien nach [81]

Schmelzetemperatur, kann jedoch auch durch weitere Energiequellen, wie IR-Strahler, Heißluft, Konvektion, ergänzt werden. Die Direktimprägnierung im Spritzgießprozess verkürzt demnach deutlich die Prozesskette der Halbzeugherstellung von vorkonsolidierten Fasern.

Der Imprägnierungsprozess von Fasertextilien mit thermoplastischer Schmelze lässt sich in die Mikro- und die Makroimprägnierung unterteilen [97]. Bei der Makroimprägnierung werden zunächst die Faserbündel umgossen, wohingegen bei der Mikroimprägnierung die Schmelze in die Filamentzwischenräume eindringt. In Abbildung 18 ist der skalenabhängige Imprägnierungsprozess dargestellt.

2.2.3 Werkzeugkonzept zur Herstellung einer definierten Lage von Endlosfasern

Im Spritzgießprozess kommt es auf Grund von Quellströmungen sowie Temperaturdifferenzen zwischen plastischer Seele und wandungsnaher Schmelze zu Querströmungen, vgl. Abbildung 12. In diesem dynamischen Fließprozess ist demnach nicht für jeden Spritzgießzyklus das gleiche Geschwindigkeits- und Scherungsprofil der Schmelze zu erwarten. Für die freie, nicht imprägnierte Länge von Endlosfasern im Fließprozess bedeutet dies demnach eine zyklusabhängige Verteilung, die übertragen auf reproduzierbare Spritzlinge abgesichert werden muss.

Für die Integration von Endlosfasern in den Spritzgießprozess existieren bereits erste erweiterte Werkzeugkonzepte, die eine Positionierung der Fasern während der Einspritzphase ermöglichen. Das Werkzeugkonzept besteht aus einem zwei- oder mehrteiligen fluidgetriebenen Breitschlitzschieber, der die Positionierung der Fasern während des Fließprozesses übernimmt. Im Rahmen dieser Arbeit wurde das Werkzeugkonzept zum Patent DE102016102081A1 angemeldet. Mit diesem Werkzeugkonzept werden die Endlosfasern umschlossen und während der Einspritzphase kavitätsmittig positioniert und gerichtet. Die Positionierung erfolgt somit im niedrigviskosen Bereich der Schmelze und gewährleistet die Imprägnierung mit niedrigviskoser Schmelze.

Das Verfahren lässt sich für die Herstellung endlosfaserverstärkter Kunststoffe einsetzen. Der Anguss erfolgt im Bereich der Faserfixierung im Werkzeug und belastet die Fasern somit während des Fließprozesses auf Zug. Das Werkzeug- und Prozesskonzept ist in Abbildung 19 dargestellt.

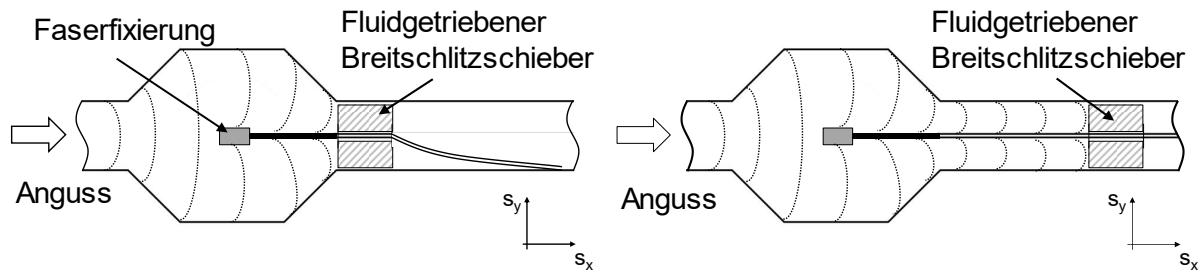


Abbildung 19: Fluidgetriebener Breitschlitzschieber vor dem Auftreffen der Schmelze (links); nach dem Auftreffen und Richten der Fasern (rechts)

2.3 Erkenntnisse und Handlungsbedarf

In Unterkapitel 2.1 und 2.2 wurden serientaugliche Herstellungsverfahren von faserverstärkten Kunststoffen mit metallischen Einlegern, das Spritzgussverfahren als ein zentrales und wirtschaftliches Herstellungsverfahren sowie aktuelle Gestaltungsmerkmale von hybriden Metall-Kunststoffübergängen herausgearbeitet. Es wurde gezeigt, dass das Spritzgussverfahren ein sehr gut geeignetes Verarbeitungsverfahren für die Herstellung hybrider Bauteile, bestehend aus Metall und Kunststoff, ist. Es zeichnet sich durch geringe Taktzeiten und hohe Bauteilkomplexitäten aus. Des Weiteren wurden Vorbehandlungsverfahren von metallischen Oberflächen zur stoff- und formschlüssigen Anbindung von Kunststoff aufgezeigt, die derzeit für die Hybridisierung im Spritzgussverfahren eingesetzt werden. In duroplastischen Bauteilen werden bereits Materialübergangsmechanismen wie das Schlaufenlegen eingesetzt, um hochbelastete Bauteile wie Landeklappen und Rotorblätter auszulegen. Des Weiteren konnte gezeigt werden, dass bei Temperaturwechselbelastung hohe Scherkräfte im Materialübergang zwischen Metall-Kunststoff auftreten, die zu einem vorzeitigen Bauteilversagen führen können.

Aus dem aktuellen Stand der Technik leitet sich demnach folgender Handlungsbedarf ab. Das Spritzgießen ist derzeit auf das Einbringen von Kurz- und Langfasern beschränkt, das eine undefinierte örtliche und räumliche Positionierung und Ausrichtung der Fasern mit sich führt. Des Weiteren stellt der Materialübergang zwischen Metall und (faserverstärktem) Kunststoff eine wesentliche Schwachstelle in hochbelasteten Strukturbauteilen dar und muss hohen thermischen und mechanischen Belastungen standhalten. Die derzeit genutzten Bindungsmechanismen zwischen faserverstärktem Kunststoff und Metall beschränken sich im Spritzgussverfahren auf die Ausnutzung von Stoff- und Formschluss zwischen Metall und Kunststoff. Bei diesen IMA-Prozessen werden aktuell ausschließlich Vorbehandlungsverfahren der Blechoberfläche eingesetzt

und die Verstärkungsfasern im faserverstärkten Kunststoff dienen ausschließlich der Erhöhung der Struktursteifigkeit und -festigkeit im Kunststoff. Die Ausnutzung der Fasereigenschaften zur Erhöhung der Verbundfestigkeit im Materialübergang Metall-Kunststoff wurden im IMA-Verfahren bisher wenig untersucht. Der gezielten Prozessintegration von Verstärkungsfasern zur Erreichung eines lastgerechten Metall-Kunststoffübergang im Spritzgießen steht somit noch ein erheblicher Forschungsbedarf gegenüber.

3 Zielstellung und Vorgehensweise

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist der Kenntnissgewinn zur Prozessintegrierbarkeit von lastpfadgerechten Endlosfaserverstärkungen in den spritzgießtechnisch hergestellten hybriden Materialübergang von Metall zu thermoplastischem Kunststoff. Dazu soll für einen Spritzgießprozess ein neuartiges Werkzeugkonzept entwickelt und erforscht werden, mit dem die integrale Formgebung und Verbindung in einem Fertigungsschritt erfolgen kann. Die prozessintegrierte Hybridisierung ermöglicht zudem die Fertigung hochfester und temperaturstabiler Materialübergänge.

Aus der Ausgangssituation und der beschriebenen Zielstellung werden folgende Teilziele abgeleitet:

1. Konzeption eines Versuchswerkzeugs und Prozesses zur Analyse der Verbindungseigenschaften von lastpfadgerechten endlosfaserverstärkten Metall-Kunststoff-Übergängen
2. Verständnissgewinn zum fließdynamischen Verhalten trockener Fasertextilien im Spritzgießprozess
3. Kenntnis der Verbundeigenschaften im Materialübergang Metall-Kunststoff durch den Einsatz von Endlosfasern im Spritzgießprozess
4. Betrachtung der thermisch bedingten Spannungszustände im Materialübergang Metall-Kunststoff durch den gezielten Einsatz von Verstärkungsfasern

Zur Erreichung der Teilziele wird folgende Herangehensweise gewählt. In Kapitel 4 wird ein Konzept zur Entwicklung eines lastgerechten und prozessintegrierten Materialübergangs durch Endlosfasern im hybriden Materialübergang erarbeitet. Ein besonderer Fokus liegt dabei auf der mechanischen und thermischen Anforderungsanalyse für eine geeignete Materialauswahl. Des Weiteren werden die Werkzeug- und Prozessgestaltung methodisch entwickelt, indem eine fluiddynamische und thermische Analyse, eine messtechnische Bewertung und Auslegung sowie simulative Prozessgestaltungen durchgeführt werden. Im Anschluss an die analytische und numerische Konzeptionierung wird der Gesamtprozess in Kapitel 5 experimentell ausgelegt und analysiert. Insbesondere liegt dabei der Fokus auf der Faserintegration in den Spritzgießprozess. In Kapitel 6 folgt die Charakterisierung des integral hergestellten Materialübergangs unter Berücksichtigung der Einflüsse des Spritzgießprozesses, des Materials sowie der Materialvorbehandlung auf die Verbundfestigkeit. Die gewonnenen Erkenntnisse werden in Kapitel 7 auf Blech- und Gussstrukturen übertragen. Abschließend erfolgt in Kapitel 8 die Zusammenfassung und der Ausblick dieser Arbeit.

4 Konzeptionierung lastgerechter Materialübergänge

Im vorliegenden Kapitel 4 erfolgt zunächst eine Technologiebewertung im Rahmen einer Nutzwertanalyse, die Konzeptionierung des endlosfaserverstärkten Materialübergangs sowie die Herleitung der Werkzeug- und Prozessanforderungen. Nach der systematischen Darstellung der mechanischen und thermischen Anforderungen an den Materialübergang erfolgt die Werkzeug- und Prozessgestaltung für die Auslegung und Fertigung.

4.1 Technologiebewertung

Zur Konzeptionierung eines lastgerechten Materialübergangs im Spritzgussverfahren werden die formschlüssigen Verbindungstechnologien aus Abschnitt 2.1.3 einer Nutzwertanalyse [98] unterzogen. Dies ermöglicht einen objektiven Vergleich der im Stand der Technik aufgeführten Verfahren hinsichtlich wesentlicher Anforderungen an einen lastgerechten hybriden Materialübergang.

Im Rahmen der Technologiebewertung werden folgende **Bewertungskriterien** herangezogen:

Taktzeit: Für einen wirtschaftlichen Fertigungsprozess ist die Fertigungszeit ein wesentliches Erfüllungskriterium. Dazu zählen ebenfalls effiziente Prozessketten.

Lastaufnahme: Zur Ausnutzung des Leichtbaupotential sind die Werkstoffe entsprechend ihrer mechanischen und thermischen Funktionseigenschaften auszuwählen. Hierzu gehören die Dichte, die Elastizität, die spezifische Festigkeit, die Lasteindringtiefe sowie die Wärmeausdehnung.

Zusatzinvest: Nutzung bestehender Anlagentechnik zur Vermeidung von hohen Investitionskosten. Das Verfahren ist wirtschaftlich, wenn es in aktuelle Serienprozesse integrierbar ist.

Handhabbarkeit: Die einfache Handhabbarkeit von Halbzeugen und Einlegern ist ein wesentliches Merkmal für die Greiferkomplexität, die Prozessfähigkeit und die Fertigungszeit.

Recyclingfähigkeit: Vermeidung einer großen Materialvarianz und Verwendung artgleicher Strukturwerkstoffe im Materialübergang.

Die **Gewichtung** der Bewertungskriterien erfolgt über einen paarweisen Vergleich der Wertigkeit.

- „0“ Kriterium 1 ist weniger Wert als Kriterium 2.
- „1“ Kriterium 1 ist gleichwertig zu Kriterium 2.
- „2“ Kriterium 1 ist höherwertig als Kriterium 2.

Tabelle 6: Gewichtung der Bewertungskriterien im Zuge der Nutzwertanalyse

	Taktzeit	Lastaufnahme	Zusatzinvest	Handhabbarkeit	Recyclingfähigkeit	Summe	Gewichtungsfaktor
Taktzeit		1	2	1	1	5	26,4 %
Lastaufnahme	1		2	2	2	7	36,8 %
Zusatzinvest	0	0		1	1	2	10,5 %
Handhabbarkeit	1	0	1		1	2	10,5 %
Recyclingfähigkeit	1	0	1	1		3	15,8 %
							100,0 %

Die Technologien, die im Zuge dieser Nutzwertanalyse bewertet werden sollen, sind in Abschnitt 2.1.3 und Abbildung 7 beschrieben. Die Gesamtnutzwertanalyse in Tabelle 7 zeigt, dass die Faserschlaufen, die Durchstellungen sowie die mechanischen Verklammerungsstrukturen die am besten geeigneten Verfahren darstellen. In ihren Eigenschaften nutzen diese auch unterschiedliche form-, kraft- und stoffschlüssige Mechanismen im Materialübergang aus. Die Verklammerungsstrukturen erzeugen eine formschlüssige Verbindung, die maßgeblich von der Anordnung, der Anzahl sowie der geometrischen Gestaltung abhängig ist. Das Verfahren bedingt jedoch zuvor eine mechanische Oberflächenstrukturierung des Blechs. Die Durchstellungen werden direkt im Stanzprozess des Blechs erzeugt und sind demnach prozesstechnisch sehr gut integrierbar. Die Durchstellungen sind jedoch meist in ihrer formschlüssig wirkenden Hinterschneidung beschränkt. Die Faserschlaufen werden in der Nutzwertanalyse als ein zielführendes Verfahren bewertet, mit dem ein gradierter Materialübergang, hohe mechanische Lasten sowie eine einfache Prozessintegration möglich ist. Die Faserschlaufen lassen sich mit Durchstellungen im Metallblech kombinieren. Ein lastgerechter Materialübergang durch Faserschlaufen ist im Spritzgussverfahren ein zielführendes aber wenig erforschtes Gebiet, sodass deren Prozesseigenschaften und -grenzen sowie deren mechanische Eigenschaften in der vorliegenden Dissertation untersucht werden. Um

den reinen Einfluss der Verstärkungsfasern auf die Prozessfähigkeit und die mechanischen Eigenschaften untersuchen zu können, wird die Kombination mit Aufrauungs- oder Strukturierungsverfahren der Blechoberfläche im Zuge der Arbeit nicht betrachtet.

Tabelle 7: Nutzwertanalyse

	Taktzeit	Lastaufnahme	Zusatzinvest	Handhabbarkeit	Recycling- fähigkeit	
	26,4 %	36,8 %	10,5 %	10,5 %	15,8 %	
Verfahren	Erfüllungsgrad (Skala 1 bis 5) 1: geringste Zielerfüllung; 5: größtmögliche Zielerfüllung					
Laserstruktur	1	3	1	3	3	
IGEL	1	4	2	3	3	
Verklammerungs- struktur	3	4	3	3	3	
Durchstellungen	4	4	3	5	3	
Sicken	4	1	4	5	5	
Faserschlaufen	3	5	4	2	3	
Verfahren	Teilnutzwerte					Gesamt
Laserstruktur	0,26	1,10	0,11	0,32	0,47	2,26
IGEL	0,26	1,47	0,21	0,32	0,47	2,74
Verklammerungs- struktur	0,79	1,47	0,32	0,32	0,47	3,4
Durchstellungen	1,06	1,47	0,32	0,53	0,47	<u>3,8</u>
Sicken	1,06	0,37	0,42	0,53	0,79	3,2
Faserschlaufen	0,79	1,84	0,42	0,21	0,47	<u>3,7</u>

4.2 Anforderungen an einen lastgerechten Materialübergang durch 3D-Faserschlaufen

In der Baustatik werden große Lasten über Zügelemente in Festlagerungen abgetragen. Zur Anbindung dieser Zugseile und -stäbe werden meist Stahlseilösen oder -schlaufen verwendet [99], um die Vorteile der Materialsteifigkeit und -festigkeit umfänglich ausnutzen zu können. Diese Bauweisen werden ebenfalls im Flugzeugbau zur Lagerung von Rotorblättern oder zur mechanischen Anbindung von Landeklappen verwendet [51]. Auf Grundlage dieser Erkenntnisse können auch Materialübergänge von Metall und Kunststoff erweitert werden und im Automobilbau oder auch in weiteren Branchen eingesetzt werden. Daraus abgeleitet erfolgt die Anforderungsanalyse in Tabelle 8 mit den wesentlichen Anforderungen und Lösungshypothesen für einen hybriden Materialübergang von Metall zu Kunststoff.

Tabelle 8: Anforderungsanalyse

Anforderungen	Lösungshypothesen
Hohe Steifigkeit und Festigkeit	Verstärkungsfasern mit höherer Steifigkeit und Festigkeit im Vergleich zum (FV)K
Recyclingfähigkeit	Vermeidung von Materialvarianz im Materialübergang
Form-, Stoff- und Kraftschluss	Umspritzen, Haftvermittler, thermisch bedingtes Aufschrumpfen
Geringes Zusatzgewicht	Reduzierung der Überlappungsflächen/ des Materialeinsatzes zwischen Metall und Kunststoff
Geringer Temperatureinfluss	Gradierter Materialübergang

Aus den Anforderungen an eine hohe Steifigkeit und Festigkeit ergibt sich der Einsatz von Verstärkungsfasern in Lastrichtung. Hinsichtlich der Recyclingfähigkeit soll eine möglichst geringe Materialvarianz im Bauteil vorherrschen, sodass ein Metall bzw. eine Glas- oder Kohlenstofffaser in Betracht gezogen werden. Im Vergleich zu metallischen Fasern besitzen Glas- und Kohlenstofffasern deutlich höhere spezifische Festigkeiten, weshalb diese für den Materialübergang favorisiert werden. Für einen hochbelastbaren Materialübergang zwischen Metall und Kunststoff soll das Prinzip der 3D-Schlaufenanbindung genutzt werden. Dabei wird eine Kombination aus Formschluss durch Schlaufenlegen und Umspritzen, aus Stoffschluss durch ein Haftvermittlersystem sowie aus Kraftschluss durch Ausnutzung des thermischen Verzugs bei der Kunststoffverstarung genutzt. Mit dem Ansatz der Schlaufenanbindung lassen sich somit die

auftretenden Scherspannungen durch Zug σ_{Zug} im Materialübergang aufnehmen, sodass neben den verbesserten Steifigkeits- und Festigkeitseigenschaften auch ein reduzierter Materialeinsatz erzielt werden kann. Des Weiteren lässt sich durch den Einsatz von Verstärkungsfasern aus Glas oder Kohlenstoff die thermische Ausdehnung im Materialübergang gezielt gradieren.

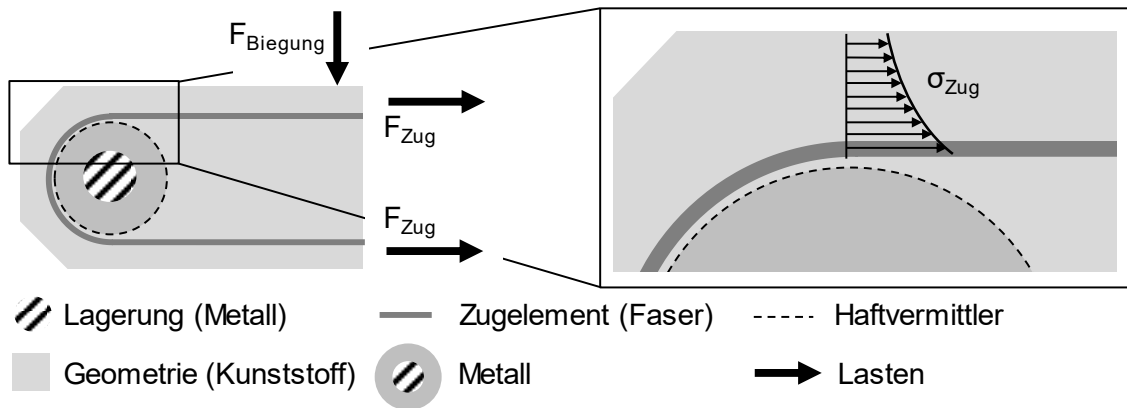


Abbildung 20: Gestaltungskonzept eines endlosfaserverstärkten Materialübergangs zwischen Metall und Kunststoff

Für den Ansatz, Verstärkungsfaserschlaufen prozessintegriert in dem Metall-Kunststoffübergang zu berücksichtigen, werden zunächst die Möglichkeiten der Positionierung überprüft. Im Fokus des Hybridisierungsansatzes stehen dabei Stoßverbindungen zwischen metallischen Profilen und Blechen mit einer spritzgegossenen Kunststoffkomponente. Hierbei kann die metallische Komponente mit Faserschlaufen, s. Abbildung 20, umwickelt und in den Kunststoff geführt werden, was bei flächig überspritzten Komponenten nicht möglich ist.

Metallische Profilstrukturen werden als lasttragende Elemente meist zwischen zwei Knotenpunkten eingesetzt. Sie lassen sich in kontinuierlichen Herstellungsverfahren wirtschaftlich fertigen. Zur geometrischen Erweiterung und zur Erhöhung des Funktionsumfangs werden Profilstrukturen mit geometrisch komplexeren Strukturen aus Kunststoff versehen.

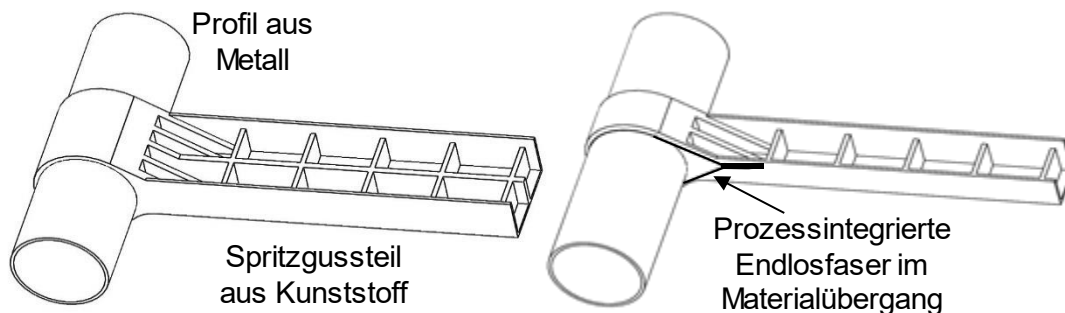


Abbildung 21: Stoßverbindung zwischen metallischem Profil und spritzgegossenem Kunststoff; ohne Faserverstärkung (links), mit 3D-Faserschlaufenverstärkung (rechts)

Die metallischen Profile werden dazu im Spritzgussverfahren hybridisiert. Für eine richtungsorientierte Kraftübertragung sollen nun Verstärkungsfasern prozessintegriert werden. In Abbildung 21 ist das Konzept der Faserintegration an einem metallischen Profil mit angespritztem Kunststoffelement dargestellt. Die Fasern werden profilnah in den Übergang integriert und ragen in den thermoplastischen Kunststoff hinein. Bei der Integration von Faserrovings liegt die Faserrichtung radial vor und läuft im Kunststoff prozessbedingt zusammen. Bei der Verwendung von Gewebe liegen ebenfalls axial gerichtete Fasern vor. Neben den geometrischen Anforderungen aus der Lastverteilung sind die fertigungstechnischen Anforderungen zu nennen, die auf Grund des Fließverhaltens und der Schmelzeviskosität eine mittige Positionierung der Fasern erfordern. Der Prozesseinfluss wird in Kapitel 5 „Prozessanalyse“ näher untersucht.

4.2.1 Mechanische Anforderungen an den endlosfaserverstärkten Materialübergang

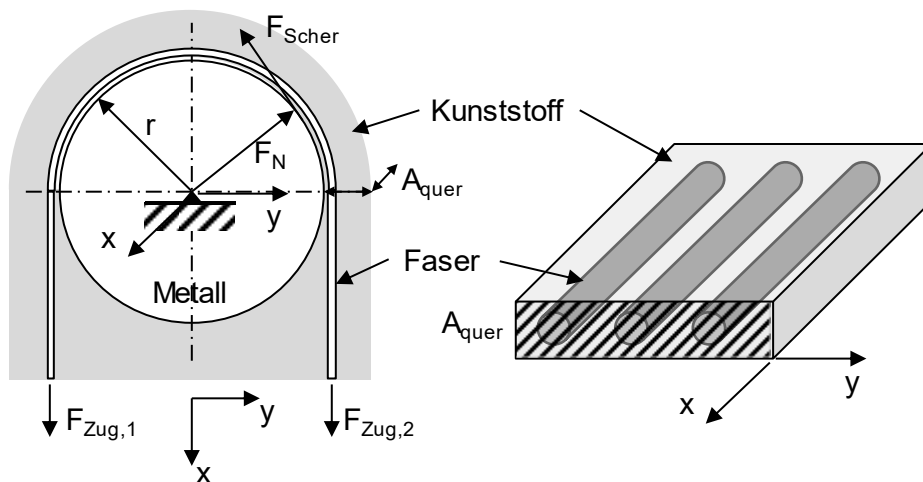


Abbildung 22: Mechanisches System einer Metall-FVK-Schlaufenanbindung

Das Kräftegleichgewicht im Metall-FVK-Übergang mit einer Schlaufenanbindung lässt sich grundsätzlich wie in Gleichung 4.1 bestimmen. Neben den Zugkräften F_{Zug} treten Scherkräfte F_{Scher} im Materialübergang auf.

$$F_{Zug,1} = F_{Zug,2} + F_{Scher} \quad \text{Gl. 4.1}$$

Im Bereich der Faseranbindung liegt für das vorliegende System ein unveränderter Querschnitt A_{quer} vor (vgl. Abbildung 22). In diesem Bereich wird die Kunststoffanbindung an das Metall durch eine Faser verstärkt. Die einwirkenden Lasten F_{Zug} beziehen sich somit auf den Querschnitt A_{quer} . Aus der Mischungsregel für Faser-Kunststoff-Verbunde ergeben sich die folgenden Gesamtsteifigkeiten für $E_{||}$ in Faserrichtung und E_{\perp} quer zur Faserrichtung. Es wird deutlich,

dass ein hoher Faservolumenanteil φ und eine hohe Fasersteifigkeit $E_{f,\parallel}$ die Gesamtsteifigkeit begünstigen.

$$E_{\parallel} = \varphi \cdot E_{f,\parallel} + (1 - \varphi) \cdot E_m \quad \text{Gl. 4.2}$$

$$E_{\perp} = \frac{E_m \cdot E_{f,\perp}}{\varphi \cdot E_m + (1 - \varphi) \cdot E_{f,\perp}} \quad \text{Gl. 4.3}$$

4.2.2 Thermische Anforderungen an den endlosfaserverstärkten Materialübergang

Fahrzeugstrukturen sind im Betrieb hohen Temperaturschwankungen ausgesetzt und werden in der Regel in einem Temperaturbereich von -40 °C bis $+80\text{ °C}$ ausgelegt. Bei hybriden Fahrzeugkomponenten sind Temperaturschwankungen für Verzug, Beulen und frühzeitiges Versagen des Materialübergangs verantwortlich. Das Versagen wird dabei durch Normal- und Scherspannungen im Materialübergang begünstigt. Die Tabelle 9 zeigt dabei einen Auszug von material- und richtungsabhängigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten für die Verstärkungsfasern, Stahl und (faserverstärkte) Polyamide.

Tabelle 9: Thermische Ausdehnungskoeffizienten von Metall, Fasern und Thermoplasten [22]

Material	CF (\parallel / \perp)	GF (\parallel / \perp)	Stahl	PA6 GF50 (\parallel / \perp)	PA6 GF30 (\parallel / \perp)	PA 6 (\parallel / \perp)
Thermischer Ausdehnungskoeffizient α_T [10^{-6} 1/K]	-0,5 / 10	5 / 5	12	12,5 / 55	22,5 / 65	147 / 143

In der Gleichung zur Berechnung der Längenausdehnung Δl von der Ausgangslänge l_0 infolge von Temperaturänderung ΔT wird der Einfluss des thermischen Ausdehnungskoeffizienten α deutlich. Die Formel gilt für isotrope Werkstoffe:

$$\Delta l = l_0 \cdot \alpha_T \cdot \Delta T \quad \text{Gl. 4.4}$$

Für einen hybriden Metall-Kunststoffübergang ergeben sich demnach starke Ausdehnungsunterschiede zwischen den Materialien, sodass in den Grenzflächen thermisch bedingte Scherspannungen auftreten. Für einen spannungsreduzierten Materialübergang ist daher eine möglichst gradierte Ausdehnung anzustreben, indem der geringe Wärmeausdehnungskoeffizient von Verstärkungsfasern genutzt wird. In Abbildung 23 ist für einen Metall-Kunststoffübergang ein Materialkonzept entwickelt worden, welches aus der Erweiterung eines

Endlosfaser-FVK im Materialübergang besteht und dadurch eine Gradierung im Materialübergang erzeugt.

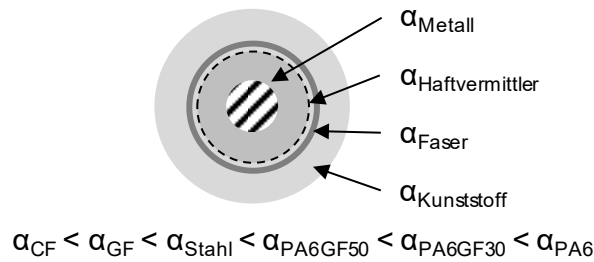


Abbildung 23: Thermische Ausdehnungskoeffizienten im Metall-Kunststoffübergang mit Endlosfaser als Schlaufenanbindung

Das Konzept sieht Verstärkungsfasern vor, die eingebettet in einer thermoplastischen Matrix den thermischen Ausdehnungskoeffizienten im Verbund reduzieren. So wird im Zuge der Auslegung eines Metall-Kunststoffübergangs eine Faserintegration direkt im Materialübergang berücksichtigt, sodass mit einem last- und richtungsorientierten Faserkunststoffverbund eine gezielte und gradierte Wärmeausdehnung von Metall in Kunststoff erfolgen kann.

Zur Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten in einem faserverstärkten Kunststoff existieren die unterschiedlichen Theorien nach *Schapery*, *Cribb*, *Van Fo Fy*, *Chamberlain* und *Schneider* [100], wobei die Modelle nach *Schapery* und *Schneider* die genauesten Berechnungsergebnisse liefern. Zur Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten muss zwischen dem longitudinalen \parallel und transversalen \perp Koeffizienten unterschieden werden. Die Modelle zur Berechnung der longitudinalen thermischen Ausdehnungskoeffizienten nach *Schapery* und *Schneider* werden im Folgenden verglichen.

Die mikromechanische Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von faserverstärkten Kunststoffen erfolgt nach der Formel von *Schneider* [22, 100] und *Schapery* [101]. Darin wird das gekoppelte Gleichungssystem, bestehend aus Gleichgewichtsbeziehung, Geometriebeziehung und Elastizitätsgesetz von Faser und Matrix berücksichtigt.

Aus dem **Kräftegleichgewicht** folgt:

$$F_m = -F_f \rightarrow \sigma_m \cdot A_m = -\sigma_f \cdot A_f \quad \text{Gl. 4.5}$$

$$\text{mit} \quad \frac{A_m}{A_{\text{ges}}} = 1 - \varphi \quad \text{und} \quad \frac{A_f}{A_{\text{ges}}} = \varphi \quad \text{Gl. 4.6}$$

$$\rightarrow \sigma_m \cdot (1 - \varphi) = -\sigma_f \cdot \varphi \quad \text{Gl. 4.7}$$

Bei vollständiger Haftung liefert die **Geometriebedingung** zwischen den Fasern und der Matrix bei thermischer Dehnung folgende Abhängigkeit:

$$\varepsilon_{T\parallel} = \varepsilon_m = \varepsilon_f \quad \text{Gl. 4.8}$$

Als weitere Gesetzmäßigkeit gelten die **Elastizitätsgesetze** von Fasern und Matrix. Dabei werden nach *Schneider* die Radial- und Umfangsspannungen sowie die Querkontraktion des Faser-Matrix-Verbunds vernachlässigt. Das Elastizitätsgesetz von Fasern und Matrix lautet daher:

$$\varepsilon_m = \frac{1}{E_m} \cdot \sigma_m + \alpha_{Tm} \cdot \Delta T \rightarrow \sigma_m = E_m \cdot (\varepsilon_m - \alpha_{Tm} \cdot \Delta T) \quad \text{Gl. 4.9}$$

$$\varepsilon_f = \frac{1}{E_{f\parallel}} \cdot \sigma_f + \alpha_{Tf\parallel} \cdot \Delta T \rightarrow \sigma_f = E_{f\parallel} \cdot (\varepsilon_f - \alpha_{Tf\parallel} \cdot \Delta T) \quad \text{Gl. 4.10}$$

Nach dem Einsetzen von Kräftegleichgewicht, Geometriebedingung und Elastizitätsgesetz folgt für den thermischen Wärmeausdehnungskoeffizienten in Längsrichtung $\alpha_{T\parallel}$ folgende Gleichung:

$$\alpha_{T\parallel} = \frac{\varepsilon_{T\parallel}}{\Delta T} = \frac{\alpha_{Tm} \cdot E_m \cdot (1-\varphi) + \alpha_{Tf\parallel} \cdot E_{f\parallel} \cdot \varphi}{E_m \cdot (1-\varphi) + E_{f\parallel} \cdot \varphi} \quad \text{Gl. 4.11}$$

Die Gleichungen für den thermischen Wärmeausdehnungskoeffizienten in Längsrichtung $\alpha_{T\parallel}$ von *Schneider* und *Schapery* sind identisch.

Für die thermische Wärmeausdehnung quer zur Faserrichtung kann die Gleichung 4.11 nicht herangezogen werden, da eine Art Hintereinanderschaltung der thermischen Ausdehnung vorliegt, in der sich die Ausdehnung von Faser und Matrix addieren. In einer vereinfachten Mischungsregel ergibt sich somit für $\alpha_{T\perp}$:

$$\alpha_{T\perp} = \frac{\varepsilon_{T\perp}}{\Delta T} = \varphi \cdot \alpha_{Tf\perp} + (1-\varphi) \cdot \alpha_{Tm} \quad \text{Gl. 4.12}$$

Bei Berücksichtigung der vollständigen Elastizitätsgesetze hat *Schneider* den thermischen Wärmeausdehnungskoeffizienten $\alpha_{T\perp}$ aufgestellt. Darin wird die Matrix als dickwandiger Zylinder modelliert.

$$\alpha_{T\perp} = \alpha_{Tm} - (\alpha_{Tm} - \alpha_{Tf\perp}) \cdot \left(\frac{2(v_m^3 + v_m^2 - v_m - 1) \cdot 1,1 \cdot \varphi}{1,1 \cdot \varphi \cdot (2v_m^2 + v_m - 1) - (1 + v_m)} - \frac{\frac{v_m \cdot E_{f\perp}}{E_m}}{\frac{E_{f\perp}}{E_m} + \frac{(1 - 1,1 \cdot \varphi)}{(1,1 \cdot \varphi)}} \right) \quad \text{Gl. 4.13}$$

Schapery stellt den thermischen Ausdehnungskoeffizienten $\alpha_{T\perp}$ transversal zur Faserrichtung im FVK wie folgt auf:

$$\alpha_{T\perp} = (1+v_f) \cdot \alpha_{Tf\perp} \cdot \varphi + (1+v_m) \cdot \alpha_{Tm} \cdot (1-\varphi) - \alpha_{T\parallel} \cdot (\varphi \cdot v_f + v_m \cdot (1-\varphi)) \quad \text{Gl. 4.14}$$

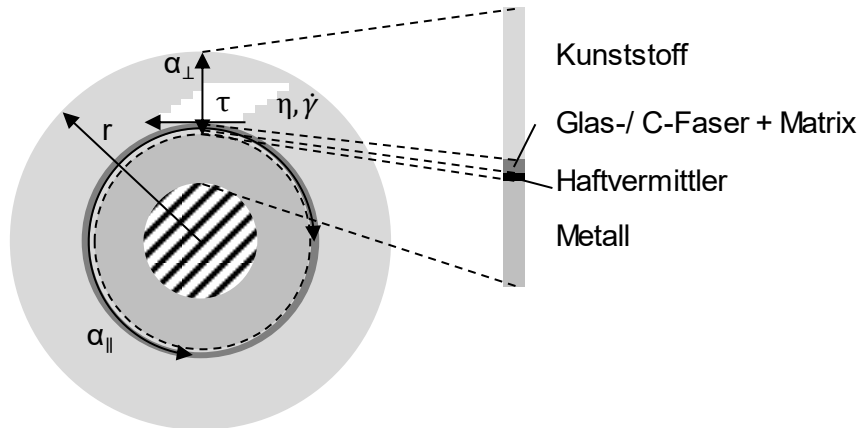


Abbildung 24: Wärmeausdehnung in einem rotationssymmetrischen Metall-Faser-Kunststoffübergang

In Abbildung 24 ist ein idealisierter rotationssymmetrischer Materialübergang von Metall zu Kunststoff mit einer FVK-Zwischenlage dargestellt. Dieser lässt sich auf einen hybriden Metall-Kunststoffübergang mit Faserschlaufenanschluss übertragen. Die theoretischen Modelle zur thermischen Ausdehnung werden im Folgenden hierauf angewendet und verglichen, sodass Rückschlüsse auf die auftretenden Scherspannungen in der Grenzfläche gezogen werden können.

Sideridis zeigt mit seinem experimentellen Vergleich, dass die Formeln von *Schapery* eine sehr gute Übereinstimmung mit dem longitudinalen und transversalen Ausdehnungskoeffizienten liefern [100], sodass diese für den Fortlauf der Arbeit verwendet werden. Zur Berechnung und Auslegung des hybriden Materialübergangs zwischen Metall und Kunststoff durch eine Endlosfaserverstärkung wird im Rahmen dieser Arbeit ein Berechnungstool erstellt. Damit lässt sich bereits in der frühen Auslegungsphase der gradierte Materialübergang auslegen, indem die Faser- und Matrixart sowie der Faseranteil individuell gewählt werden können. So lässt sich ein Vergleich der auftretenden Ausdehnungen und Spannungen in den Grenzflächen effizient berechnen und für die thermische Auslegung hybrider Materialübergänge nutzen.

Im Folgenden sind in Abbildung 25 drei ausgewählte Materialkonfigurationen, Stahlprofil – Haftvermittler – PA6, Stahlprofil – Haftvermittler – PA6GF30 und Stahlprofil – Haftvermittler + FVK – PA6GF30 aufgeführt. Das FVK beschreibt dabei einen integrierten Glasfaserroving mit einem Faservolumengehalt von 60 % bei vollständiger Imprägnierung. In Abbildung 25 sind die thermischen

Längenausdehnungen sowie die entstehenden Scherspannungen im Materialübergang für die drei genannten Materialkombinationen anhand der Geometrie aus Abbildung 24 aufgeführt. Die Ergebnisse sind für eine Temperaturdifferenz von $\Delta\vartheta = 120\text{ °C}$ dargestellt. Im Materialübergang Stahl – Haftvermittler – PA6 tritt ein großer Ausdehnungssprung auf, der sich aus der großen Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $\alpha_M = 12 \cdot 10^{-6} \left[\frac{1}{K} \right]$ zu $\alpha_K = 147 \cdot 10^{-6} \left[\frac{1}{K} \right]$ ergibt. Dadurch ergeben sich in dieser Grenzfläche bereits Scherspannungen von bis zu 20 N/mm^2 . Die weiteren Ergebnisse zeigen einen faserverstärkten Materialübergang mit Glasfasern. Die Glasfasern werden sowohl vom Haftvermittler als auch vom Spritzgusskunststoff infiltriert, sodass bereits in dem Materialübergang die Eigenschaften eines faserverstärkten Kunststoffs herrschen. Die Ergebnisse des Stahl – HV+FVK – PA6-Übergangs zeigen, dass die thermische Längenausdehnung im Materialübergang Stahl – HV+FVK auf $0,038\text{ %}$ herabgesetzt werden könnte und lediglich eine Scherspannung von $0,5\text{ N/mm}^2$ resultieren würde. Die weitere thermische Ausdehnung im Materialübergang HV+FVK zu PA6 ist jedoch mit $1,58\text{ %}$ deutlich größer, sodass eine Scherspannung von 19 N/mm^2 resultiert. Die Spannungsüberhöhung bei der herrschenden Temperaturdifferenz von 120 °C findet dann jedoch im Reinstoffbereich statt und ist daher für die Verbundfestigkeit äußerst vorteilhaft. In einer weiteren Materialkombination, bestehend Stahl – HV+FVK – PA6GF30 zeigen sich thermische Ausdehnungen in den Materialübergängen $0,038\text{ %}$ und $0,088\text{ %}$, sodass sehr geringe Scherspannungen zwischen Metall – HV+FVK von $0,46\text{ N/mm}^2$ sowie HV+FVK – PA6GF30 von $5,4\text{ N/mm}^2$ resultieren. In dieser Materialkombination konnte durch eine geeignete Werkstoffwahl der thermische Ausdehnungskoeffizient von $\alpha_M = 12 \cdot 10^{-6} \left[\frac{1}{K} \right]$, $\alpha_{HV+FVK \parallel} = 15,8 \cdot 10^{-6} \left[\frac{1}{K} \right]$ und $\alpha_{PA6GF30 \parallel} = 22,5 \cdot 10^{-6} \left[\frac{1}{K} \right]$ gut angenähert werden.

Die Ergebnisse zeigen, dass bei geeigneter Materialkombination die Grenzschichtspannungen reduziert bzw. in den Reinstoff (Kunststoff) verlagert werden können und die Integration von Verstärkungsfasern in die Grenzschichtnähe zum Stahl sinnvoll ist.

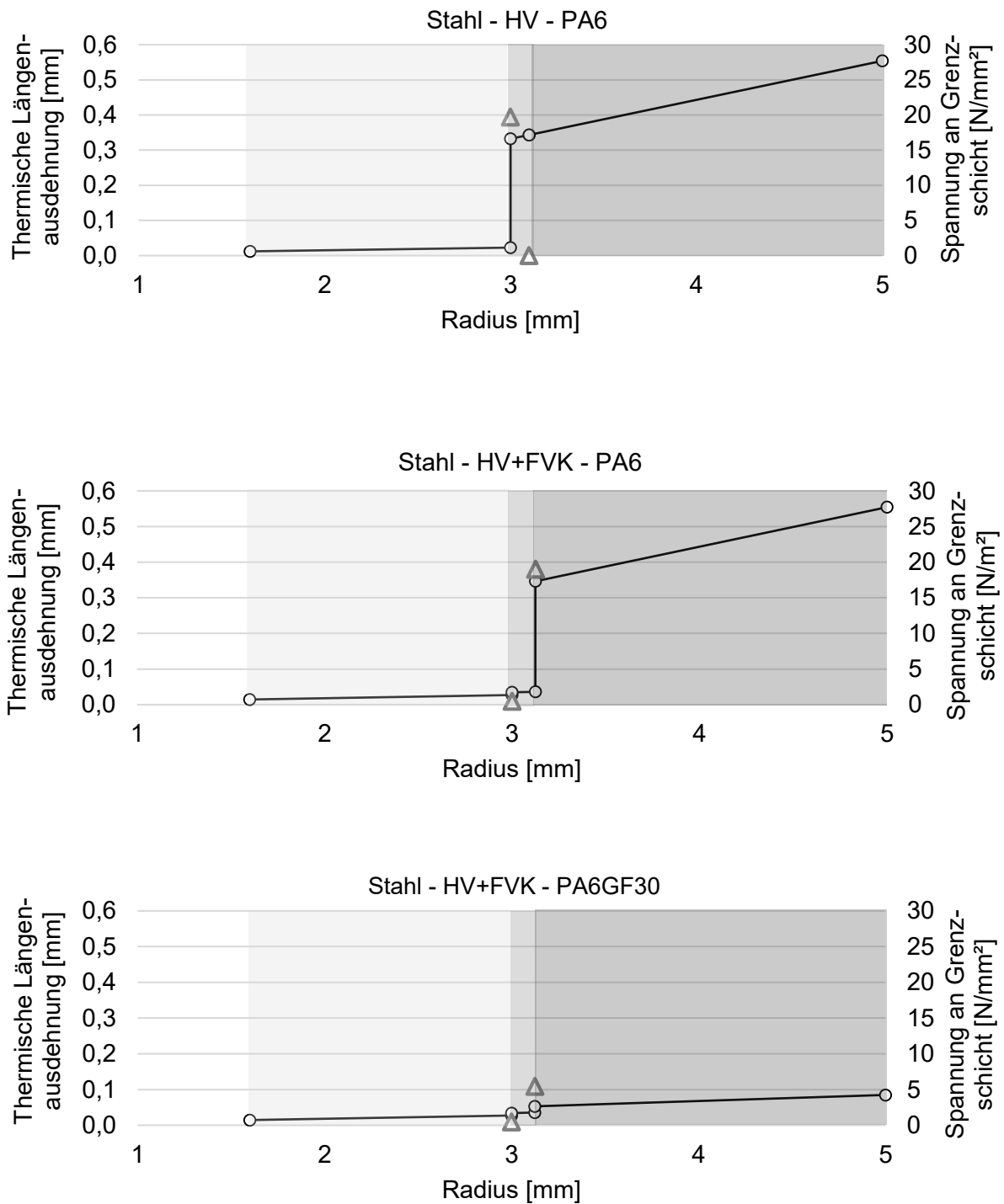


Abbildung 25: Thermische Längenausdehnung in Faserrichtung (radial) und Scherspannungen in den Materialübergängen Stahl – HV+(FV)K – PA6(GF30)

4.3 Werkzeug- und Prozessgestaltung

Zur Konzeption der Werkzeug- und Prozessgestaltung wird ein Prozessschaubild entwickelt, s. Abbildung 26, bei dem das **Werkzeug** zur Herstellung des faserverstärkten Materialübergangs sowie der zugehörige **Auslegungs- und Fertigungsprozess** im Mittelpunkt stehen. Als Eingangsgrößen werden die in Unterkapitel 4.2 aufgeführten mechanischen und thermischen Anforderungen an den Metall-Faser-Kunststoffübergang einbezogen. Die wesentlichen Systemeinflussgrößen werden in der Wahl der Materialien, der Materialübergangsgestaltung und deren Haftungsmechanismen sowie der Prozessparameter identifiziert.

Die Ergebnisgrößen beinhalten wichtige Erkenntnisse zu den Gestaltungsrichtlinien, die wiederum in die Prozessparameter und in das System „Werkzeug und Prozess“ rückgekoppelt werden. Daraus entsteht das Gestaltungskonzept einer lagetreuen Faserintegration in den Spritzgießprozess.

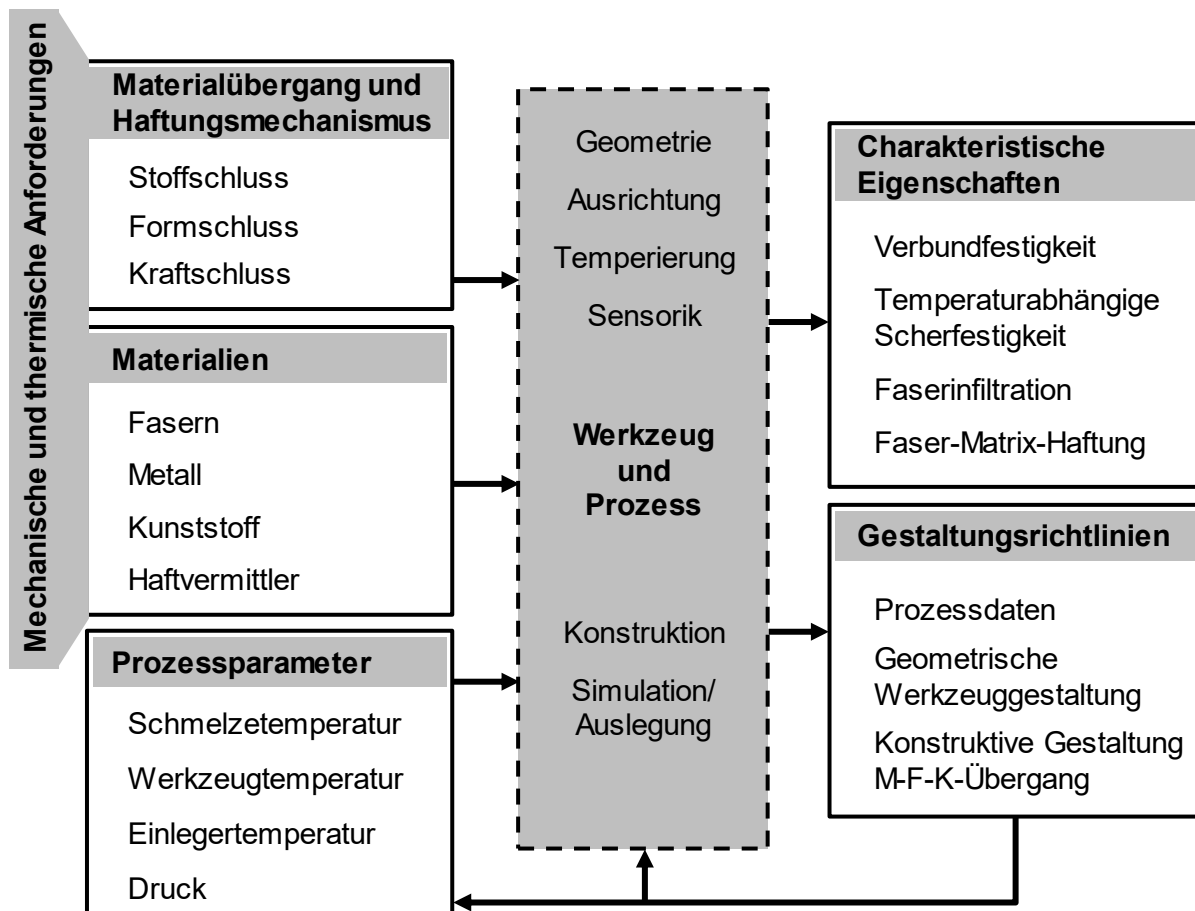


Abbildung 26: Einflussgrößen zur Gestaltung eines Prozesses und Werkzeugs zur Herstellung eines hybriden faserverstärkten Metall-Kunststoffübergangs sowie resultierende Ergebnisgrößen

4.3.1 Konzept zur Faserintegration in den hybriden Spritzgießprozess

Fasertextilien sind im unimprägnierten Zustand formflexibel und neigen auf Grund ihrer Sprödigkeit bei orthogonaler Krafteinleitung zu einem frühzeitigen Faserbruch. Zur Integration von Fasertextilien ist es daher zwingend erforderlich, diese in ihrer Faserrichtung, bei der die höchsten Festigkeiten erzielt werden, zu belasten. Auf Grund ihres hohen Längen-Durchmesser-Verhältnisses treten bei Querströmungen in der Kunststoffschmelze Faserverschiebungen auf, die auf einem nicht ausbalancierten Kräftegleichgewicht fußen [102].

Zur gerichteten Integration von Fasertextilien in Spritzgusskomponenten ist ein Einlegen der Fasern in das Werkzeug für jeden Zyklus erforderlich. Andere Verfahren, wie das Langfaser Direktspritzgießen [86] berücksichtigen die Fasern direkt im freien Fließprozess der Schmelze, wobei ein ungerichtetes Einspritzen in die Kavität erfolgt. In [103] wurde bereits gezeigt, dass die Integration von trockenen Fasertextilien im niedrigviskosen Bereich der Schmelze erfolgen muss und sich dieser Bereich simulativ bestimmen lässt (vgl. Abbildung 27, roter Bereich).

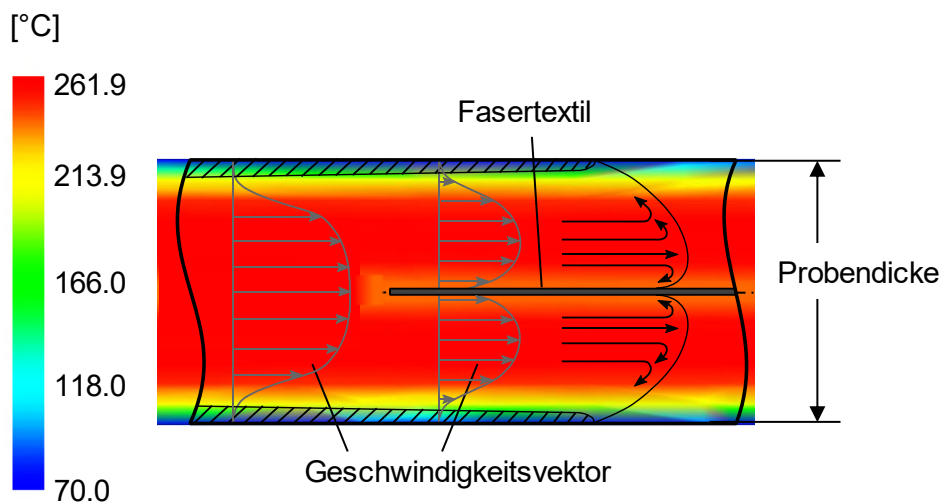


Abbildung 27: Positionierung des Fasertextils im niedrigviskosen Bereich der Kunststoffschmelze

Unter Berücksichtigung dieser Material- und Verfahrenseigenschaften wird eine Positionierung der Fasern im Werkzeug durch eine einseitige Fixierung angestrebt. Dabei lässt sich der Hybridisierungsansatz nutzen, um eine lagegerechte Positionierung der Fasern zu gewährleisten. Die Fasern sollen durch die gerichtete Fließfront beidseitig umflossen werden, um ein Auslenken aus dem niedrigviskosen Schmelzebereich zu vermeiden. Die Fasern werden dazu, wie im Abschnitt 4.2.1 beschrieben, an den metallischen Einleger in Form einer 3D-Schleife fixiert.

Durch eine gezielte Teilung der Kunststoffschmelze am metallischen Einleger und unter Ausnutzung der Formstabilität von metallischen Komponenten in einer frei fließenden thermoplastischen Schmelze, wird das zweiseitige Umströmen der Fasern erreicht. Durch die Erzeugung von gleichgerichteten und gleichmäßigen Volumenströmen lassen sich die Fasern werkzeugmittig richten und positionieren. Dabei richtet der Volumenstrom die Fasern aus und kompensiert die Ausgangsauslenkung infolge des Fasereigengewichts.

In Abbildung 28 sind die Prozessgrößen dargestellt, die Einfluss auf die Ausrichtung der Fasern im Spritzgießprozess nehmen. Als Ausgangsgröße wird die räumliche Ausrichtung $[s_x, s_y, s_z]$ der Faser im Werkzeug bzw. im Spritzling definiert. Die auf die Faserausrichtung wirkenden Einflussgrößen lassen sich mit den rheologischen Eigenschaften des Kunststoffes beschreiben.

Die rheologischen Eigenschaften von Kunststoffen sind temperatur- und schergeschwindigkeitsabhängig [104], sodass sich daraus die temperatur- und schergeschwindigkeitsabhängige Viskosität $\eta(\vartheta, \dot{\gamma})$ ergibt. Die auf das vorliegende System wirkenden thermischen Einflussgrößen sind die Schmelzetemperatur, die Werkzeugwandtemperatur, die Temperatur des metallischen Einlegers, die eingeschlossene Werkzeuglufttemperatur sowie die Temperatur der Fasern. Die Temperaturen beeinflussen im Gesamtsystem sowie lokal die Viskosität der Kunststoffschmelze. Aus der temperaturabhängigen Viskosität und der Scherrate ergibt sich der Schermodul des Kunststoffs, wodurch sich die Fließfront beschreiben lässt.

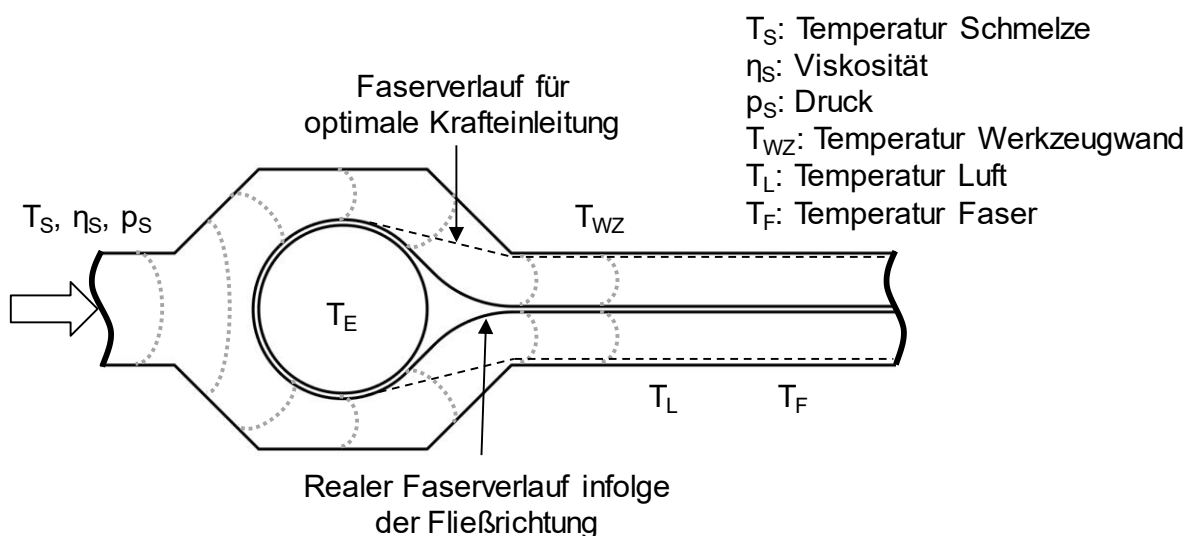


Abbildung 28: Prozesseinflüsse in einer Metall-Faser-Kunststoff Übergangsstruktur

Fließkurven und rheologische Modelle

Das Fließverhalten von Fluiden lässt sich mit den Gesetzen nach *Newton*, *Ostwald de Waele*, *Bingham*, *Casson* und *Herschel-Bulkley* annähern [105] (vgl. Tabelle 10). Die Fließgesetze reichen dabei von linear viskosem Fließverhalten bis zu nichtlinearem Fließverhalten. Das einfachste Fließgesetz ist das *Newton'sche* Fließgesetz bei dem die Scherspannung und die Schergeschwindigkeit proportional verlaufen. Das Fließgesetz nach *Bingham* beschreibt darüber hinaus ein linear viskoses Fließverhalten mit Fließgrenze τ_0 . Das Fließgesetz nach *Casson* beschreibt ein strukturviskoses bzw. pseudo-plastisches Fließverhalten und berücksichtigt, wie das Fließgesetz nach *Bingham*, eine Fließgrenze. Das Potenzgesetz nach *Ostwald de Waele* ist das weitverbreitetste Fließgesetz für scherverdünnende nicht-*Newton'sche* Fluide und beinhaltet die Parameter für die Konsistenz k und den Exponenten n [106]. Das Fließgesetz nach *Herschel-Bulkley* beinhaltet darüber hinaus die Fließgrenze τ_0 .

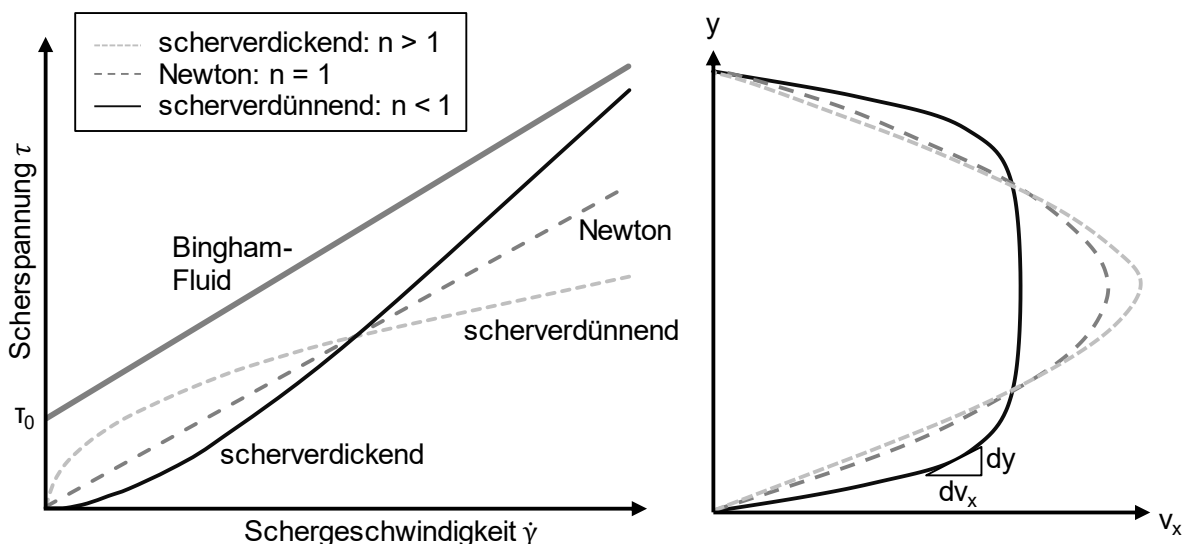


Abbildung 29: Fließkurven von Fluiden

Die Modellparameter lassen sich durch rheologische Messungen bestimmen. Dazu wird abhängig von der Deformationsgeschwindigkeit, die sich direkt auf die Schergeschwindigkeit auswirkt, die Fließkurve bestimmt. Über eine Regression und Anpassung der Modellparameter lassen sich somit die Fließkurven der unterschiedlichen Fließgesetze annähern [107].

Tabelle 10: Fließgesetze für Fluide [108]

Modell	Zustandsgleichung
<i>Newton</i>	$\tau = \eta \cdot \dot{\gamma}$
<i>Bingham</i>	$\tau = \tau_0 + \eta_{BH} \cdot \dot{\gamma}$
<i>Casson</i>	$\tau = \sqrt{\tau_0} + \sqrt{\eta_{CA} \cdot \dot{\gamma}}$
<i>Ostwald de Waele</i>	$\tau = K \cdot \dot{\gamma}^n$
<i>Herschel-Bulkley</i>	$\tau = \tau_0 + K \cdot \dot{\gamma}^n$

Die Schergeschwindigkeit $\dot{\gamma}$ in Gl. 4.15 (vgl. auch Abbildung 29) beschreibt dabei die Steigung aus der Geschwindigkeit dv_x und der Höhe dy sowie der Geschwindigkeit dv_y und der Länge dx .

$$\dot{\gamma} = \frac{dv_x}{dy} + \frac{dv_y}{dx} \quad \text{Gl. 4.15}$$

Für das Geschwindigkeitsprofil in Fließrichtung wird die Querströmungsgeschwindigkeit vernachlässigt, sodass vereinfachend gilt:

$$\dot{\gamma} = \frac{dv_x}{dy} \quad \text{Gl. 4.16}$$

Über den *Carreau*-Ansatz lässt sich die Viskosität der Kunststoffschmelzen im Bereich der Schergeschwindigkeiten näherungsweise berechnen [109]:

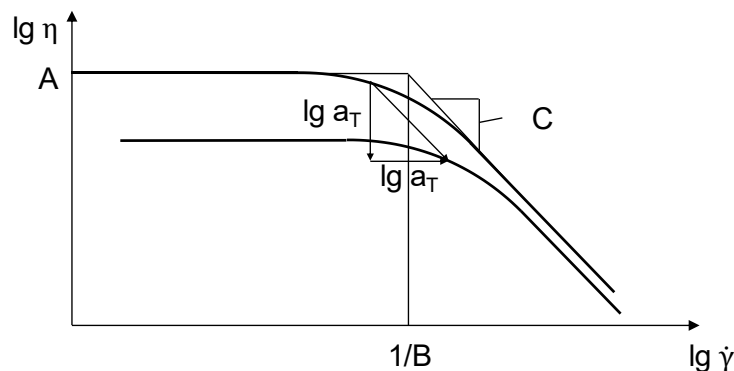


Abbildung 30: Viskositätsfunktion nach dem Carreau-Modell mit Temperaturverschiebungsvektor a_T

In Abbildung 30 beschreibt A das Produkt aus $\eta_0 \cdot a_T$, B den Quotienten aus $\frac{a_T}{\dot{\gamma}_C}$ und C den Exponenten n. Die Größen sind in Gl. 4.17 in den theoretischen Zusammenhang gebracht:

$$\eta(\dot{\gamma}, \vartheta) = \frac{\eta_0 \cdot a_T}{\left(1 + \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_C} \cdot a_T\right)^n} \quad \text{Gl. 4.17}$$

Wie bereits eingangs erwähnt ist die Viskosität $\eta(\dot{\gamma}, \vartheta)$ abhängig von der Schergeschwindigkeit $\dot{\gamma}$ und der Temperatur der Schmelze ϑ . Zur Berechnung der Viskositätsfunktion für andere Temperaturen, die sich während der Abkühlphase oder durch scherverdünnendes Fließverhalten einstellen, wird der Temperaturverschiebungsfaktor a_T nach *Williams, Landel und Ferry (WLF)* in der *WLF-Gleichung* [105, 110, 111] beschrieben:

$$\lg a_T = \frac{8,86 \cdot (\vartheta_B - \vartheta_S)}{101,6 + (\vartheta_B - \vartheta_S)} - \frac{8,86 \cdot (\vartheta - \vartheta_S)}{101,6 + (\vartheta - \vartheta_S)} \quad \text{Gl. 4.18}$$

Darin beschreibt $\dot{\gamma}_C$ die charakteristische Schergeschwindigkeit, n den Exponenten und ϑ_B die Bezugstemperatur. Die Standardtemperatur ϑ_S basiert für Polyamide auf Erfahrungswerten und liegt bei $\sim 50^\circ\text{C}$ über der Glasübergangstemperatur bei einem Druck von $p = 1\text{ bar}$ [79, 109]. Für Polyamid 6 liegt die Glasübergangstemperatur bei 60°C (für Ultramid B3S von BASF [112]). Nach dem theoretischen Zusammenhang ist die Schmelztemperatur ϑ bei der Nullviskosität (Schergeschwindigkeiten von $\dot{\gamma} \rightarrow 0$) gleich der Bezugstemperatur ϑ_B und somit $a_T = 1$.

a_T beschreibt dabei die Strecke, um die die Viskositätskurve $\eta(\dot{\gamma}, \vartheta)$ bei doppelt-logarithmischer Auftragung entlang der 45° -Geraden verschoben wird [109]. Dieser Effekt lässt sich bereits in den experimentell ermittelten Viskositätskurven in Abbildung 31 erkennen und liefert für die Simulation die temperaturabhängigen und scherratenabhängigen Viskositätsfunktionen.

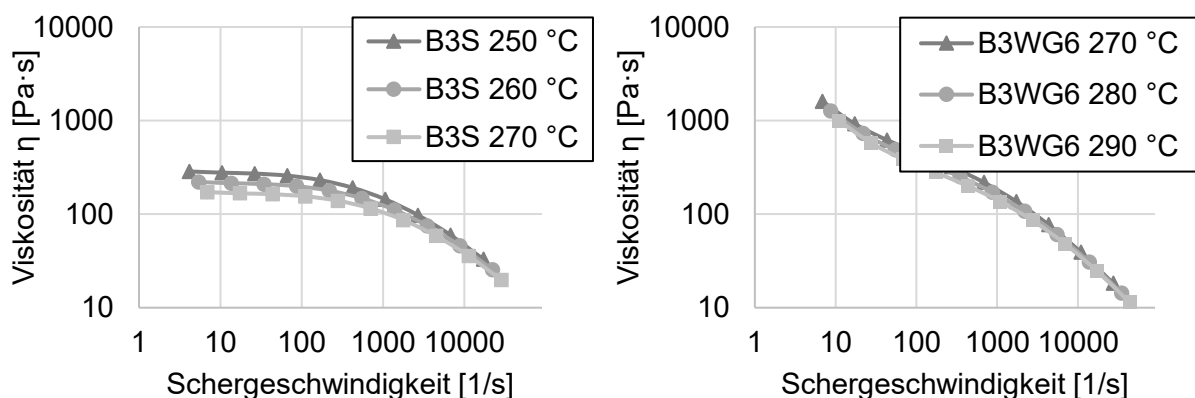


Abbildung 31: Viskositätsfunktion für PA6 (links) und PA6GF30 (rechts) in Abhängigkeit der Schergeschwindigkeit und der Temperatur [112]

Cross WLF-Ansatz

Für die Fließsimulation in *Moldflow*® wird das Cross-WLF-Materialmodell verwendet, um das temperatur- und scherratenabhängige Materialverhalten abzubilden. Dazu wird der WLF-Ansatz in die Cross-WLF Gleichung überführt und die Materialparameter über ein Curve-Fitting ermittelt. Die temperatur- und scherratenabhängige Ansatzfunktion lautet [105]:

$$\eta = \frac{\eta_0}{1 + \left(\frac{\eta_0 \cdot \dot{\gamma}}{\tau^*} \right)^{1-n}} \quad \text{Gl. 4.19}$$

Darin beschreibt τ^* die kritische Scherspannung am Ende des *Newton*'schen Plateaus, bei dem die Viskosität in Folge höherer Scherraten sinkt [105].

$$\tau^* = \left(\frac{4n}{3n+1} \right)^{\frac{n}{1-n}} \quad \text{Gl. 4.20}$$

Die Null-Scherviskosität wird durch folgende Gleichung berechnet:

$$\eta_0 = D_1 \exp \left[- \frac{A_1(\vartheta - \vartheta^*)}{A_2 + (\vartheta - \vartheta^*)} \right] \quad \text{Gl. 4.21}$$

Darin beschreibt D_1 und A_1 eine im Curve-Fitting anzupassende Größe, ϑ die Schmelzetemperatur und ϑ^* die Glas-Übergangstemperatur. Die Glas-Übergangstemperatur ϑ^* wird über $\vartheta^* = D_2 + D_3 \cdot p$ bestimmt, wobei D_2 und D_3 angepasste Konstanten sind und p der vorherrschende Druck. Eine weitere Parameteranpassung erfolgt über $A_2 = A_3 + D_3 \cdot p$, wobei auch hier A_3 und D_3 im Curve-Fitting anzupassende Größen sind. Der Exponent n ist der Power-Law Index (vgl. auch Tabelle 10).

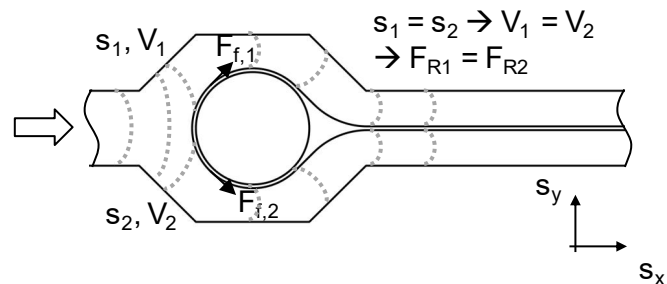
Neben den temperatur- und scherratenabhängigen Einflüssen auf die Polymerviskosität, beeinflusst ebenfalls der Prozessdruck die Viskosität. Dieser ist jedoch im Vergleich zu der Temperatur- und Scherratenabhängigkeit deutlich geringer und wird an dieser Stelle nicht weiter berücksichtigt [105].

4.3.2 Numerische Betrachtung der Faserausrichtung im Spritzgießprozess

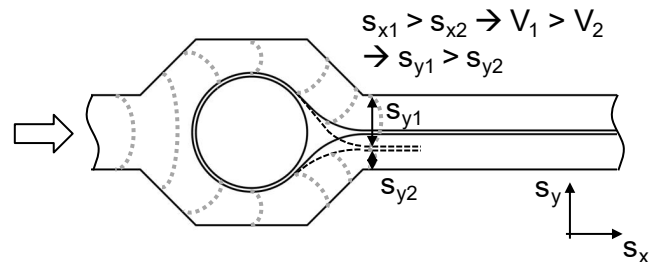
Aus den Anforderungen an einen lastgerechten Metall-Kunststoffübergang mit Verstärkungsfasern, die als Schlaufenanschluss integriert werden, ergibt sich die Ausrichtung und Positionierung der Fasern infolge des Fließprozesses. Unter Berücksichtigung der fließdynamischen Gesetze lässt sich die Faserausrichtung in verschiedene Szenarien gliedern, s. Tabelle 11.

Tabelle 11: Szenarien der Faserausrichtung im Spritzling

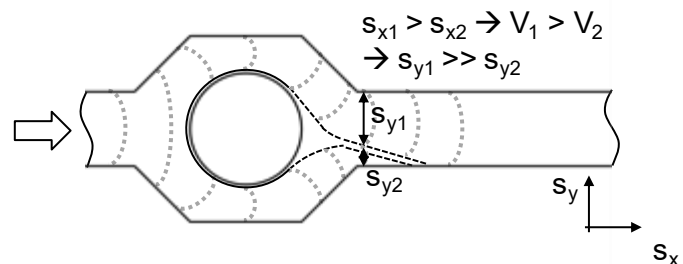
1. Lagetreue Positionierung der Faser im schmelzviskosen Kern



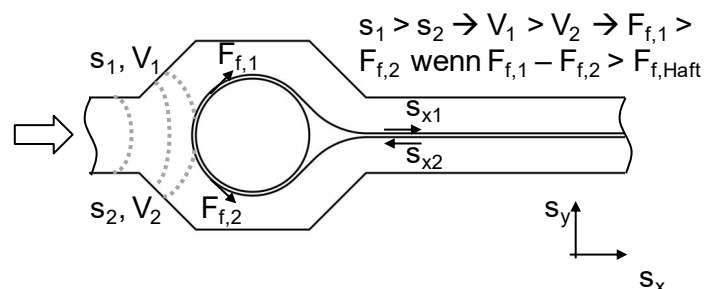
2. Verschiebung der Faser in s_y -Richtung und vollständige Einbettung im schmelzviskosen Kern



3. Ablenkung der Faser in vertikaler Richtung s_y und Austritt der Faser aus dem Spritzling



4. Relative Faserverschiebung in horizontaler Richtung s_x , aber vollständige Einbettung in den Spritzling



Aus den Szenarien der Faserausrichtung lassen sich die wesentlichen Größen zur Konzeptionierung ableiten. Zum einen ist ein Kräftegleichgewicht zwischen $F_{f,1}$ und $F_{f,2}$ erforderlich, um eine horizontale Verschiebung der Fasern zu verhindern. Zum anderen ist die Aufteilung des Volumenstroms V in gleiche Größen V_1 und V_2 erforderlich. Im Falle einer Vorströmung $V_1 \neq V_2$ wird die Faser einem ungleichen Druck ausgesetzt, sodass diese sich in Richtung des Unterdrucks verschiebt.

Zur Geometrie- und Werkzeugauslegung wird eine gekoppelte Fluid-Struktur-Interaktion zwischen der Kunststoffschmelze und den Fasern in *COMSOL Multiphysics*® modelliert. Damit sollen die Einflussgrößen und das Faserverhalten im Zuge des Fließprozesses simuliert werden. Als Einflussgrößen werden vor allem die Positionierung des metallischen Einlegers sowie die mögliche Faserlänge bei freier Umströmung betrachtet. Aufgrund der Modellkomplexität liegt der Fokus auf den Hauptszenarien 1 bis 3, in denen die Ausrichtung der Fasern im Raum bzw. Werkzeug betrachtet wird.

Beschreibung des Fluid-Struktur-Interaktion (FSI) Modells

Zur Beschreibung und Vorhersage der Faserausrichtung unter Einfluss des Fließprozesses der Schmelze wird ein Fluid-Struktur-Interaktionsmodell in der Software *COMSOL Multiphysics*® aufgebaut, welches die Wechselwirkung darstellen und die Sensibilität der Positionierung deutlich machen soll. In der klassischen Spritzgießsimulation lässt sich bereits sehr gut das temperatur- und scherratenabhängige Fließverhalten der Schmelze abbilden, jedoch sind Programme wie *Moldflow*® nicht für die dynamischen Strukturberechnungen mit großen Deformationen geeignet. Somit wird die Wechselwirkung von Fasern und Schmelze sowie die Faserausrichtung in einer gekoppelten Fließ- und Struktursimulation berechnet. Dazu wird das Modell auf Basis einer „*Arbitrary-Lagrangian-Eulerian*“-Methode (ALE) mit Mehrphasenströmung entwickelt. Als Geometrie wird das konzeptionierte Modell aus Abbildung 28 verwendet. Das Modell besteht aus der Kopplung von Strukturmechanik und laminarem Fließverhalten. Des Weiteren werden die Randbedingungen für das Fließen der Schmelze im Phasenfeld definiert. Im Modell wird mit einer Zwei-Phasen-Strömung Fluid 1 (Schmelze) sowie Fluid 2 (Luft im Werkzeug) abgebildet. Die theoretischen Berechnungsgrundlagen zum gekoppelten Modell werden im Folgenden beschrieben.

Die zeitabhängige Gleichung zur Berechnung der **Strukturbewegung** lautet:

$$\rho \frac{d^2 \mathbf{u}_{\text{solid}}}{dt^2} = \nabla \cdot (\mathbf{F}\mathbf{S})^T + \mathbf{F}_V \quad | \quad \mathbf{F} = \mathbf{I} + \nabla \mathbf{u}_{\text{solid}} \quad \text{Gl. 4.22}$$

$\mathbf{u}_{\text{solid}}$ beschreibt das Verschiebungsfeld, \mathbf{S} den Spannungstensor und \mathbf{F} den Deformationsgradienten. Das **laminare Fließverhalten**, welches die fließende Schmelze beschreibt, lässt sich wie folgt berechnen:

$$\rho \frac{d\mathbf{u}}{dt} + \rho(\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = \nabla \cdot \left[-p\mathbf{I} + \eta(\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) - \frac{2}{3}\eta(\nabla \cdot \mathbf{u})\mathbf{I} \right] - 12 \frac{\eta \mathbf{u}}{d_z^2} + \mathbf{F} \quad \text{Gl. 4.23}$$

$$\frac{dp}{dt} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0 \quad \text{Gl. 4.24}$$

Darin beschreibt ρ die Dichte, p den Druck, η die dynamische Viskosität, \mathbf{u} das Geschwindigkeitsfeld, d_z die Fließkanalbreite und \mathbf{F} [N/m³] den Volumenkraftvektor. Zur Beschreibung eines nicht-*Newton*'schen Fließverhaltens, welches beim thermoplastischen Spritzgießen auf Grund der Scherverdünnung existiert, wird das Carreau-Modell zur Berechnung der dynamischen Viskosität herangezogen. Der theoretische Zusammenhang ist bereits in Gleichung 4.17 beschrieben. Zur Berechnung des **Phasenfelds** werden die Gleichungen 4.25 bis 4.27 verwendet.

$$\frac{d\Phi}{dt} + \mathbf{u} \cdot \nabla \Phi = \nabla \cdot \frac{\gamma \lambda}{\epsilon_{pf}^2} \nabla \psi \quad \text{Gl. 4.25}$$

$$\psi = -\nabla \cdot \epsilon_{pf}^2 \nabla \Phi + (\Phi^2 - 1)\Phi + \frac{\epsilon_{pf}^2}{\lambda} df/d\Phi \quad \text{Gl. 4.26}$$

$$\lambda = \frac{3\epsilon_{pf}\sigma}{\sqrt{8}}, \quad \gamma = \chi \epsilon_{pf}^2 \quad \text{Gl. 4.27}$$

Darin beschreibt Φ die Phasenfeldvariable, ψ die Phasenfeld-Hilfsvariable, ϵ_{pf} die Grenzflächendicke, σ den Oberflächenspannungskoeffizienten und $df/d\Phi$ die Ableitung der externen freien Energie.

Zur Darstellung der Fließformgeometrie wird in Anlehnung an das Geschwindigkeitsfeld einer thermoplastisch fließenden Schmelze mit einem Kontaktwinkel von $\Theta_W = \cos\left(\frac{\pi}{4}\right) = 45^\circ$ gerechnet.

Fluid-Struktur-Interaktion

Für die Fluid-Struktur-Interaktion wird mit einer Wechselwirkung zwischen dem laminaren Fließverhalten und der Strukturmechanik gerechnet. Für die Zwei-Phasen-Strömung und die resultierende Kraft ergeben sich

$$F_{St} = \left(\frac{\lambda}{\epsilon_{pf}^2} \psi - \frac{df}{d\Phi} \right) \nabla \Phi \quad \text{Gl. 4.28}$$

$$\rho = \rho_1 V_{f,1} + \rho_2 V_{f,2}, \quad \text{Gl. 4.29a}$$

$$\eta = \eta_1 V_{f,1} + \eta_2 V_{f,2} \quad \text{Gl. 4.29b}$$

$$V_{f,1} + V_{f,2} = 1 \quad \text{mit} \quad V_{f,1} = \frac{1-\Phi}{2}, \quad V_{f,2} = \frac{1+\Phi}{2} \quad \text{Gl. 4.30}$$

in der das Fluid (Schmelze) mit dem Index 1 und die Luft mit dem Index 2 versehen ist.

Berechnungsergebnisse und Modellsensitivität

Die Modellgeometrie wird in Anlehnung an die Fließszenarien aus Tabelle 11 für die numerische Berechnung vereinfacht. Dazu werden die Endlosfasern in der Mitte des metallischen Rundstabs fixiert, sodass die gesamte Abbildung der Schlaufe nicht darzustellen ist. Des Weiteren wird das Fließverhalten vereinfacht in einem 2D-Modell berechnet. Dadurch wird die Abbildbarkeit in einer rechenintensiven Fluid-Struktur-Interaktion in moderaten Rechenzeiten möglich. Die Schmelze wird auf Grund der Modellkomplexität im Zuge der FSI-Auswertung durch eine konstante Viskosität ($\eta = 250 \text{ Pa}\cdot\text{s}$) abgebildet. Auf Grund der fehlenden transienten Temperaturabnahme durch die Werkzeugkühlung und die damit einhergehende Schmelzeerstarrung im Randbereich, ergibt sich in der Modellauswertung die Annahme, dass bei Überschreiten der Faserauslenkung $< 0,2 \text{ mm}$ zur Werkzeugwandung eine vollständige und irreversible Auslenkung der Faser erfolgt. Nach Eintritt der Faser in den hochviskosen Bereich ist keine mittige Positionierung der Faser mehr möglich.

Das Fluid wird durch ein ortsfestes Euler-Netz und die Endlosfaser durch ein deformierbares Lagrange-Netz dargestellt. Das Fluid (Schmelze Index 1) ist in der initialen Position ($t = 0 \text{ s}$) in Rot abgebildet. Die zu füllende Kammer ist in Blau, ein mit Luft (Index 0) gefüllter Raum modelliert.

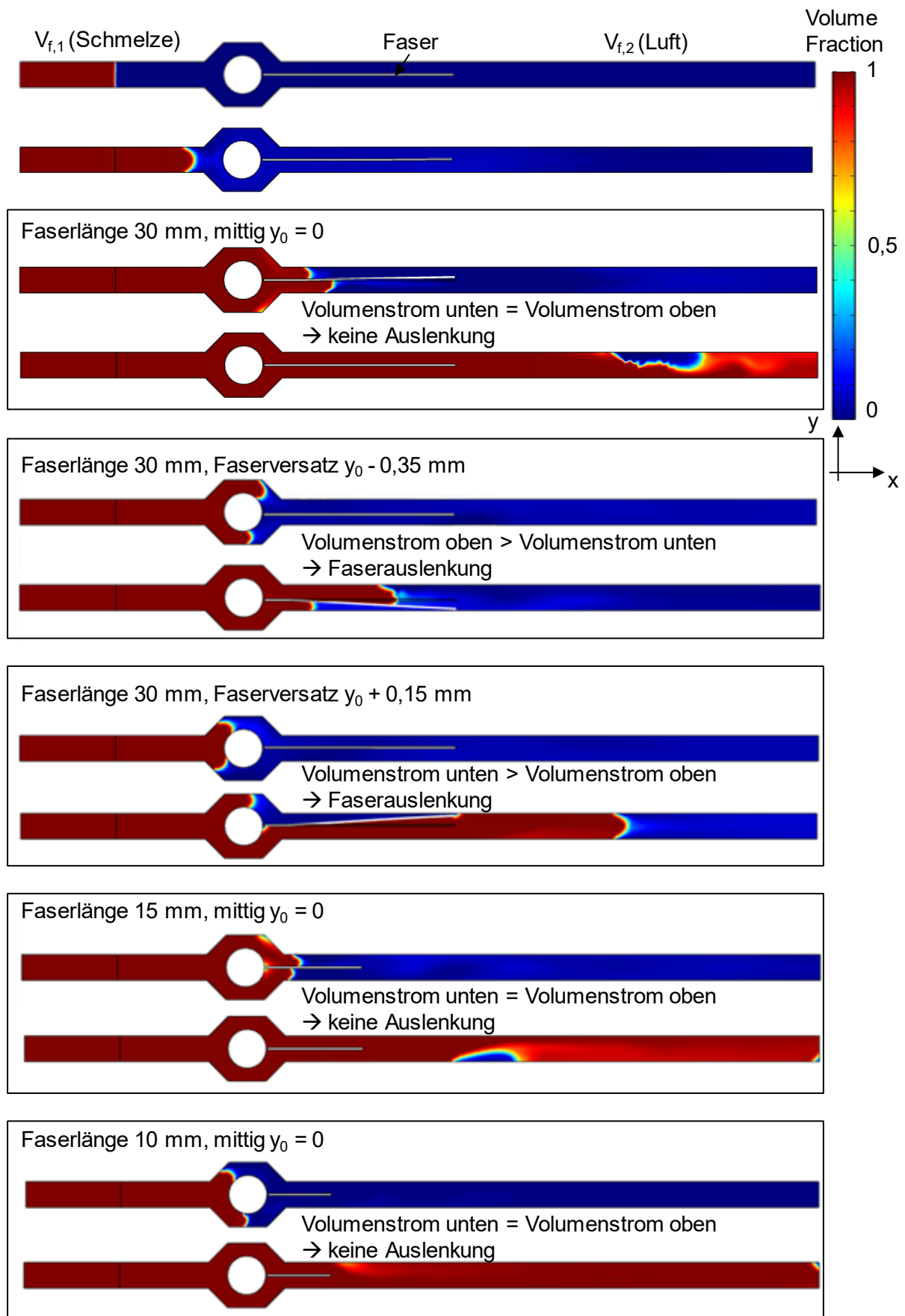


Abbildung 32: Numerische Abbildung der Faserausrichtung durch FSI

In Abbildung 32 sind die berechneten Faserausrichtungen durch eine Fluid-Struktur-Interaktion dargestellt. Untersucht werden dabei unterschiedliche Faserlängen (10 mm, 15 mm, 30 mm) sowie ein außermittiger Faserpositionsversatz. Bei ideal mittiger Positionierung der Fasereinleger zeigt die FSI ein vollständiges Umfließen und mittiges Positionieren des Fasereinlegers. Bei einem außermittigen Versatz um 0,15 mm und 0,35 mm ist eine vollständige Kavitätsfüllung nicht möglich, da das Abbruchkriterium (Faserauslenkung < 0,2 mm zur Werkzeugwandung) bereits erreicht wurde. Freie Faserlängen von 10 mm und 15 mm lassen sich sowohl mittig positioniert als auch mit leicht außermittigem Versatz vollständig integrieren.

4.3.3 Werkzeugtemperierung und lokale Temperierung der Einleger

In Abbildung 33 sind die Wärmeströme in einem Spritzgießwerkzeug dargestellt. Die Werkzeugtemperatur besitzt einen wesentlichen Einfluss auf den Erstarungsprozess des Spritzlings. Geringe Werkzeugtemperaturen führen zu einem hohen Temperaturgradienten zwischen Schmelze und Formwerkzeug und sorgen für eine schnelle Erstarrung des Spritzlings. Schnelle Abkühlraten erhöhen jedoch das Risiko von Bauteilfehlstellen, wie Lufteinschlüsse und Einfallstellen und sorgen bei Thermoplasten für eine geringe Ausrichtung der Molekülketten (geringer kristalliner Anteil). Die Werkzeugtemperierung erfordert demnach höchste Anforderungen an den Auslegungsprozess und wird im Zuge dieses Abschnitts hinsichtlich der Integration von Fasertextilien analysiert.

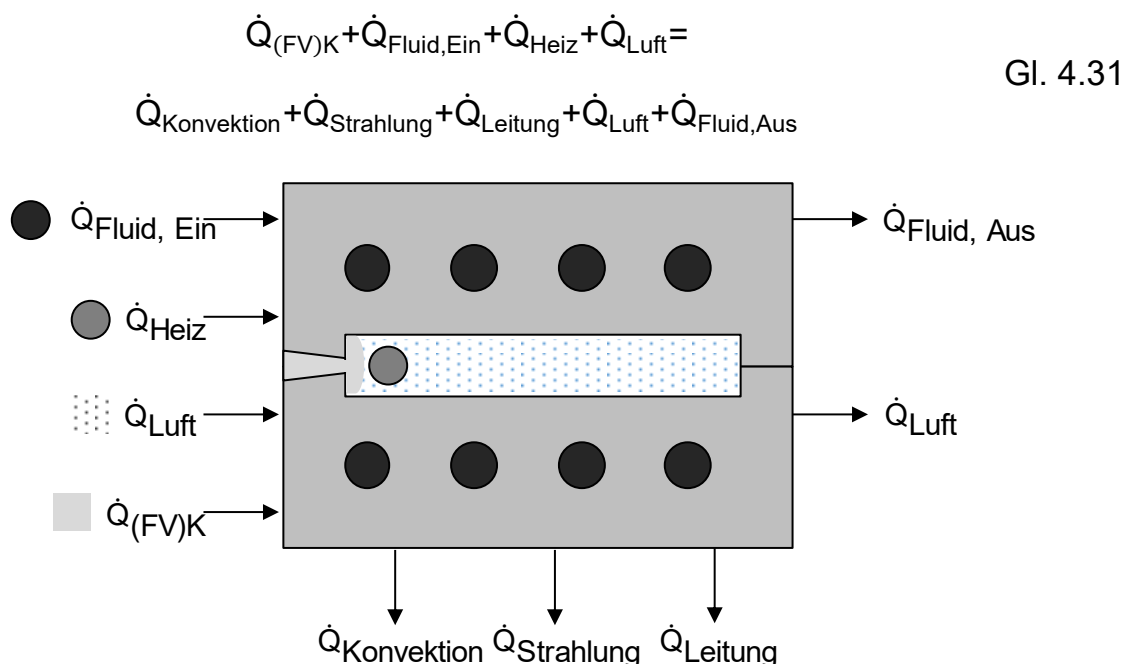


Abbildung 33: Wärmeströme im Spritzgießwerkzeug

Fluidtemperierung des Formwerkzeugs

Die klassische Fluidtemperierung von Formwerkzeugen ist für den Erstarrungsprozess des Spritzlings verantwortlich. Dazu werden Wasser oder Öle als Temperiermedium verwendet. Die Fluidtemperierung ist auf Grund ihrer hohen Wärmekapazität ein träges dynamisches Massesystem, sodass der variotherme Prozess mit einer hohen Zykluszeit verbunden ist. Fasertextilien benötigen jedoch zur Imprägnierung kurzzeitig Temperaturen im Bereich der Kunststoffschmelze, um frühzeitige Erstarrungseffekte zu vermeiden. Somit ist eine variotherme Fluidtemperierung für die temporäre Wärmeeinbringung nicht zielführend. Im Zuge der Prozessgrößensimulation in Abschnitt 4.3.7 wird die erforderliche Werkzeugtemperierung zur Integration von trockenen Fasertextilien bewertet.

Erwärmung der Kavität durch Heißluft

Auf Grund einer geringen Wärmekapazität von Fasertextilien ist eine Temperierung außerhalb des Werkzeugs, z. B. in einem Umluft- oder Durchlaufofen nicht zielführend. Das Textil wäre nach der Handhabung aus dem Ofen in das Formwerkzeug bereits abgekühlt. Somit ist eine werkzeugintegrierte Temperierungslösung anzustreben. Unkonsolidierte Fasertextilien sind poröse Medien, sodass mit einem warmen, strömenden und gasförmigen Medium eine homogene Temperierung der Fasertextilien erzielt werden kann. Eine Temperierung durch Strahlung, bspw. werkzeugintegrierte Infrarotstrahler, ist vor allem bei Glasfasern auf Grund ihres geringen Absorptionsgrads ungeeignet und kann somit nicht universell eingesetzt werden. Deshalb ist die Heißlufterwärmung der Fasern im Werkzeug eine zielführende und eine faserartunabhängige Lösung. Die Heißluft fungiert ebenso als isolierendes Medium zwischen der fluidtemperierten Kavitätswandung und dem eingelegten Fasertextil.

Lokale Erwärmung des metallischen Einlegers

Die Temperierung von metallischen Einlegern, die im Spritzgießprozess mit (faserverstärktem) Kunststoff hybridisiert werden, ist für eine stoffschlüssige Anbindung unumgänglich. Metallische Komponenten werden dazu in der Regel mit einem Pulver- oder Folienhaftvermittler versehen, um eine stoffschlüssige Verbindung zwischen Metall und Kunststoff zu erzeugen. Die auf Basis eines Copolymers bestehenden Haftvermittlersysteme müssen zur stoffschlüssigen Anbindung mit Kunststoff thermisch aktiviert werden. Die thermische Aktivierung kann werkzeugextern wie auch -intern erfolgen. Externe Lösungen sind dabei Umluft- oder Durchlauföfen, wohingegen die induktive oder elektrische Werkzeugheizung eine interne Lösung darstellt. Die werkzeugintegrierte Lösung ist technisch deutlich besser regel- oder steuerbar und eignet sich besonders gut

für die lokale Erwärmung metallischer Einleger, wie es bei Materialübergängen von Metall zu Kunststoff mit Faserverstärkung der Fall ist.

In der beschriebenen Gestaltung des Materialübergangs in Abschnitt 4.2.1 wird das Fasertextil im Materialübergang als Schlaufe um den metallischen Einleger gelegt und über den Haftvermittler, der ebenso für den stoffschlüssigen Materialübergang verantwortlich ist, angebunden. Auf Grund der Rotationssymmetrie ist eine gleichmäßige Erwärmung der Metallhülse über eine Heizpatrone möglich. Die Heizpatrone wird im Zuge der Versuche über die Leistungselektronik gesteuert. Die Zieltemperatur von 220 °C an der Hülseaußenseite und die erforderliche Leistung wurden in Messreihen ermittelt.

Die vorgestellten Temperierungskonzepte bieten also die Möglichkeit, die Fasern in den Spritzgussverbund zu integrieren. Der Spritzling wird dazu durch eine konstante Fluidtemperierung effizient erstarrt, um diesen in einer kurzen Zykluszeit entformen zu können. Neben dem thermischen Eintrag durch das Werkzeug und die Schmelze lässt sich zusätzlich eine Heißlufttemperierung einsetzen, um eine möglichst schnelle Erwärmung der Fasern im Formwerkzeug zu ermöglichen. Die elektrische Temperierung des metallischen Einlegers sorgt für die Aktivierung des Haftvermittlersystems auf dem metallischen Einleger und die Durchimprägnierung des als Schlaufe und oberflächennah gelegten Fasertextils mit der thermoplastischen Schmelze. Der gesamte Prozessablauf zur Temperierung ist in Abbildung 34 schematisch dargestellt. Dabei sind die zur Imprägnierung abhängigen Prozessparameter, Temperatur und Druck, aufgeführt.

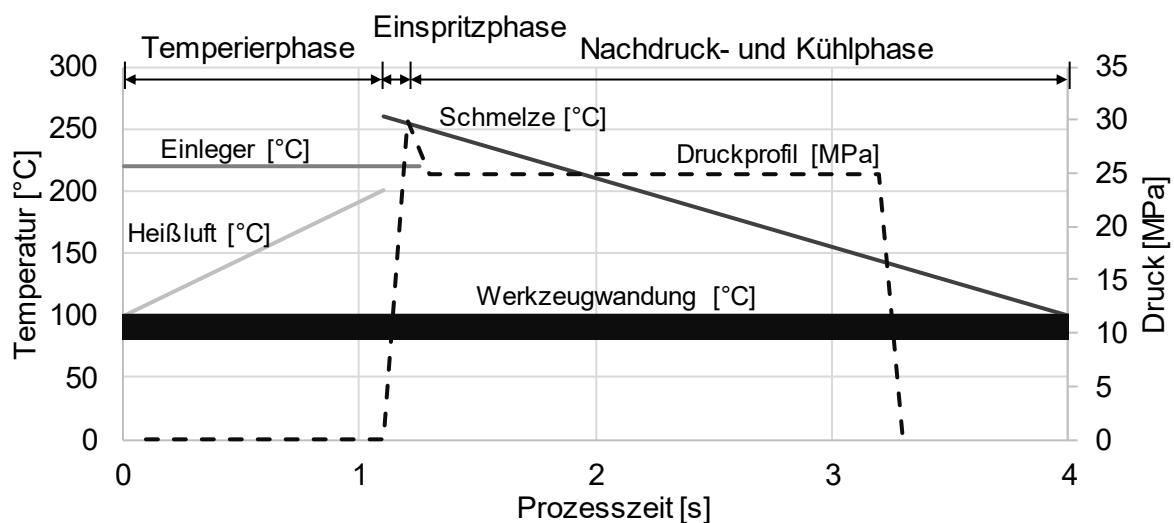


Abbildung 34: Schematische Prozessführung im Spritzgießen

4.3.4 Probekörperherstellung

Die Probenvorbereitung wird im Rahmen dieser Arbeit nach dem Ablaufschema in Abbildung 35 durchgeführt. Die Oberflächenvorbehandlung des metallischen Rundstabs erfolgt durch Ätzen in 32-prozentiger Salzsäure. Der Ätzborgang erfolgt für zwei Minuten in der Säure und wird daraufhin zwei Mal in demineralisiertem Wasser ebenfalls für zwei Minuten neutralisiert. Die geätzten metallischen Rundstäbe werden daraufhin mit einem elektrischen Potenzial versehen und mit dem pulverförmigen, thermoplastischen Schmelzklebstoff auf PA12 Basis beschichtet. Daraufhin werden die Faserrovings zugeschnitten und um den metallischen Rundstab drapiert. Die Fixierung der Faser und Beschichtung erfolgt dann bei 150 °C für fünf Minuten im Umluftofen. Nach erfolgter Beschichtung und Faserfixierung kann das fertige Metall-Faser-Halbzeug aus dem Ofen entnommen werden und steht für die Weiterverarbeitung im Spritzgießprozess bereit.

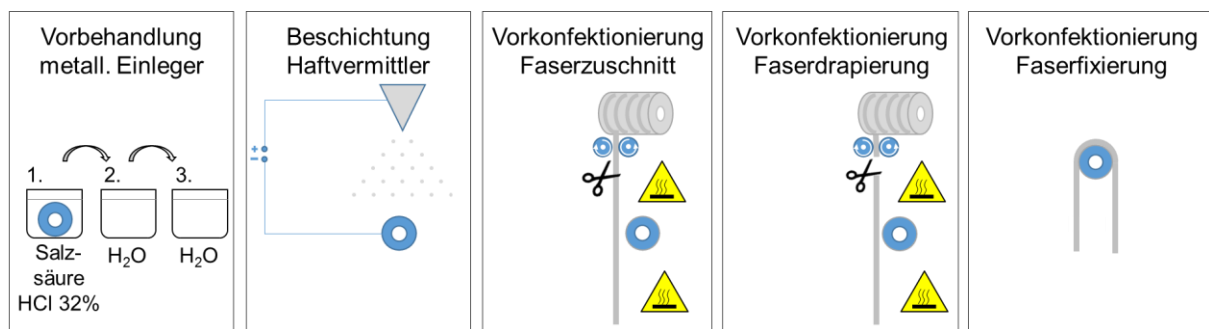


Abbildung 35: Prozessablauf zur Herstellung hybrider Preformlinge

4.3.5 Prüfkörper

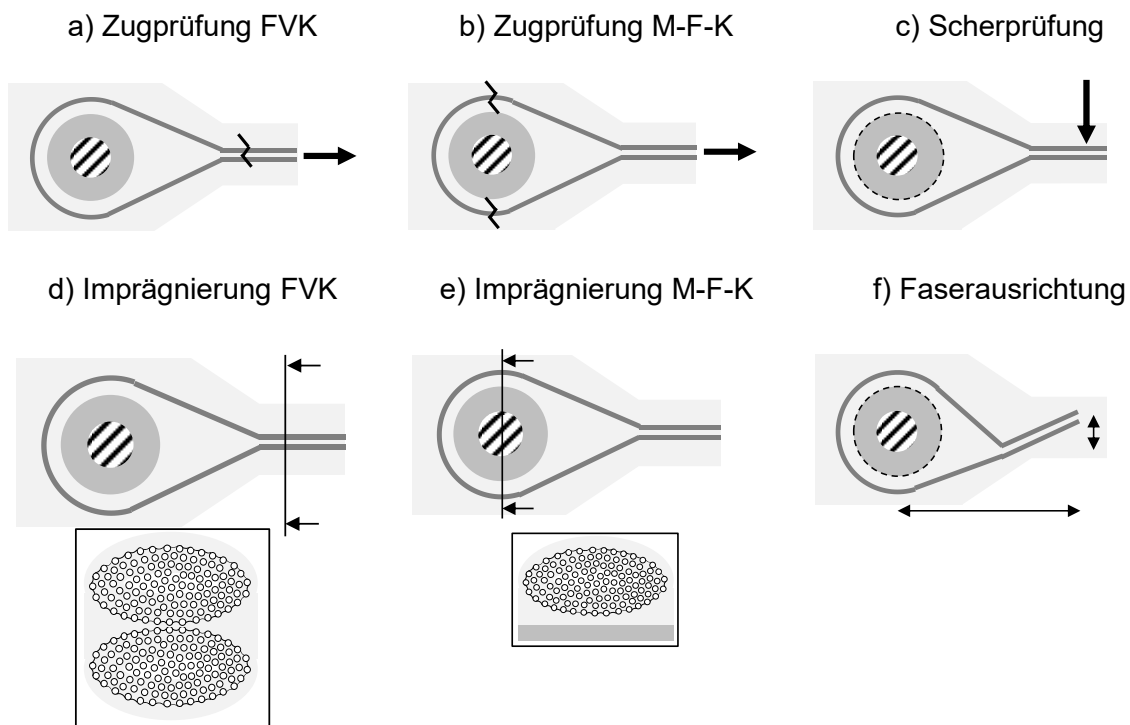


Abbildung 36: Schematische Darstellung der Prüfkörper und Prüfungen

Aus dem beschriebenen Werkzeugkonzept wird ein Prüfkörper konzipiert, bei dem der Faserimprägnierungsgehalt, die Verbundfestigkeit, die Scherfestigkeit sowie die Wärmeausdehnung im Materialübergang bestimmt werden kann. Bei der geometrischen Gestaltung des Materialübergangs wird zur Charakterisierung ein Rotationskörper gewählt, um somit die Prozesseinflüsse auf die Scherfestigkeit bewerten zu können. Die Prüfkörper sind in Abbildung 36 dargestellt. Der Faserimprägnierungsgehalt von textilen Einlegern mit thermoplastischer Schmelze lässt sich mittels grafischer Auswertung aus Mikroquerschliffen ermitteln. Dazu werden im Materialübergang Metall-Kunststoff (Ansicht A-A, Abbildung 37) als auch im (faserverstärkten) Kunststoff (Ansicht B-B, Abbildung 37) Schliffproben erstellt. Zur Analyse der prozessbedingten Verbundfestigkeit im Materialübergang Metall-Kunststoff sowie im faserverstärkten Kunststoff werden Zugproben erstellt, die zur Bewertung des hybriden Materialübergangs bevorzugt im Querschnitt A-A sowie für den faserverstärkten Kunststoff im Querschnitt B-B (s. Abbildung 37) versagen. Zur Bewertung der prozessbedingten Scherfestigkeit im Materialübergang Metall-Kunststoff wird ein Rotationsversuch mit eingespannter, metallischer Komponente und rotierender, faserverstärkter Kunststoffkomponente durchgeführt. Dadurch lässt sich eine rotatorische Scherbelastung hervorrufen, die ein Versagen in der Grenzschicht Metall-FVK erzeugt.

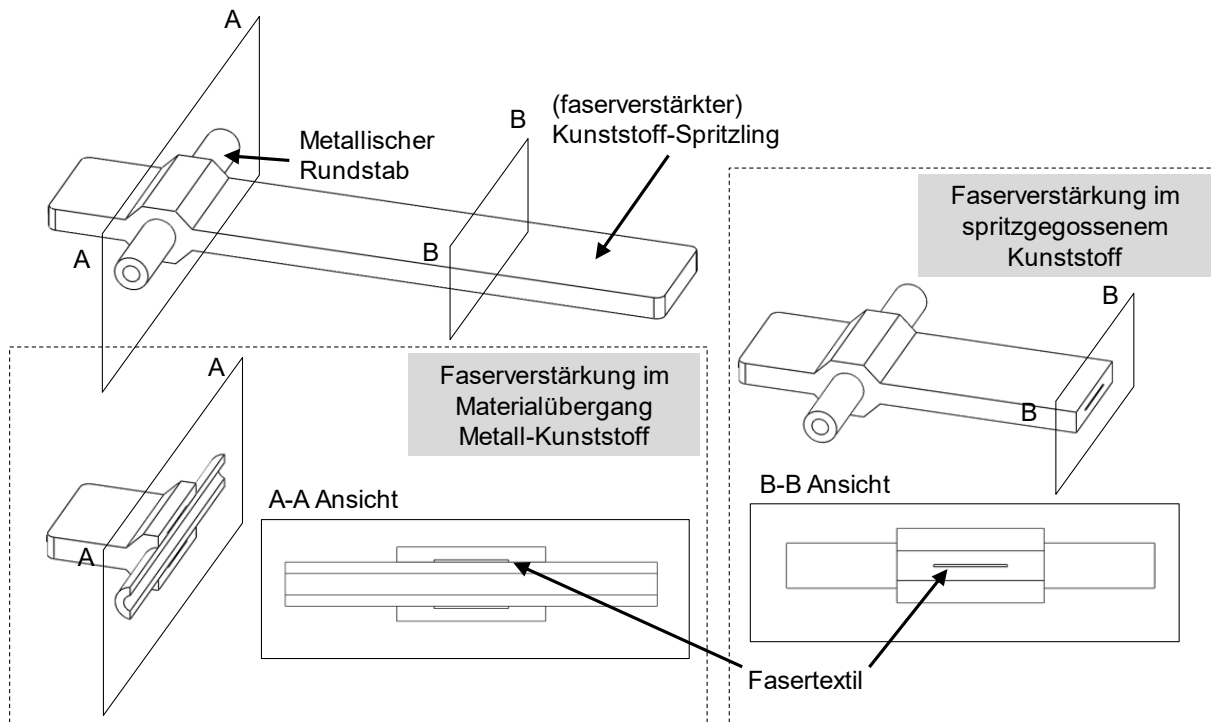


Abbildung 37: Prüfkörper mit hybridem Materialübergang Metall-Faser-Kunststoff

4.3.6 Werkzeugkonzept zur Herstellung hybrider endlosfaserverstärkter Materialübergänge im Spritzgießen

Das konzeptionierte und gefertigte Spritzgießwerkzeug ist in Abbildung 38 dargestellt. Das Spritzgießwerkzeug ist in drei Segmente geteilt. Auf der Grundplatte, die auf der Seite der Schließereinheit montiert wurde, wird ein Mittelsegment über Linearführungsbolzen positioniert. Zwischen Grundplatte und Mittelsegment wird die Kavität ausgebildet. In dem Mittelsegment sind die kombinierten Druck- und Temperatursensoren eingelassen. Des Weiteren erfolgt der Angusskanal über die Deckplatte, die auf Seite der Spritzeinheit plan mit der Spiegelplatte abschließt.

Die Fluidtemperierung ist in der Aufnahmeplatte unter der Grundplatte sowie in der Spiegelplatte implementiert. Zur Erwärmung des metallischen Einlegers wird eine Heizpatrone eingesetzt. Die Heizpatrone besitzt eine Länge von 51 mm, einen Durchmesser von 3,1 mm und eine maximale Leistung von 100 W bei 240 V. Das Heißluftsystem wird über Pneumatikventile gesteuert. Die Stellzylinder werden über die Spritzgussanlage gesteuert und können somit effizient in den Spritzgießzyklus integriert werden. Die Heißluft wird durch ein Heißluftgebläse mit einer maximalen Leistung von 2.300 W, einem maximalen Volumenstrom von 500 l/min sowie einem Temperaturbereich von 50 °C bis 660 °C erzeugt. Der Volumenstrom und die Temperatur sind dabei individuell steuerbar.

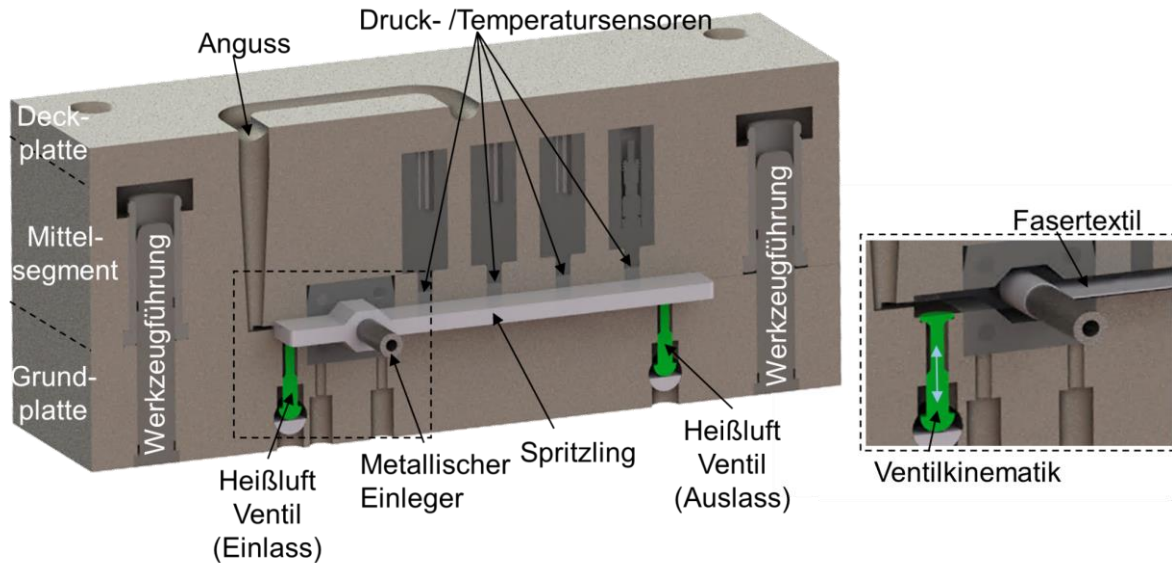


Abbildung 38: Spritzgießwerkzeug zur Herstellung hybrider Metall-Faser-Kunststoff-übergänge

Zur Analyse der Schmelzeviskosität und Druckverhältnisse wird das Spritzgießwerkzeug mit Temperatur- und Drucksensoren ausgestattet. Zur Bewertung der Imprägnierungszeiten (s. Abschnitt 4.3.8) sind dies die wesentlichen Prozessparameter. In die Kavität des Spritzgießwerkzeugs wird ein piezoelektrischer Druck- und Temperatursensor Typ 6190CA der Firma Kistler mit einem Druckmessbereich von 0 bar bis 2.000 bar und einer Empfindlichkeit von $-9,54 \text{ pC/bar}$ verbaut. Dieser ist in seiner Position im Werkzeug variabel, sodass vier charakteristische Positionen bewertet werden können. Dadurch sind Schmelzetemperaturen im Wandungsbereich sowie Schmelzedrücke während des Spritzzyklus ermittelbar. Des Weiteren werden zur Analyse der Temperaturen im niedrigviskosen Schmelzekern, auch plastische Seele genannt, Drahtthermoelemente für die Prozessauslegung integriert. Die Drahtthermoelemente werden analog der Faserintegration in den Spritzling eingebettet, sodass das zeitliche Temperaturverhalten während der Einspritz- und Kühlphase analysiert werden kann. Die verwendeten Drahtthermoelemente sind vom Typ K (Nickel-Chrom-Nickel) mit PTFE-Isolierung und einer Drahtstärke von 0,08 mm. Die geringe thermische Masse des dünnen Drahtelements sorgt dabei für ein schnelles Ansprechverhalten bei Temperaturänderung.

Die Werkzeugsensorik ermöglicht somit die Erfassung des zeitlich variablen und dynamischen Fließvorgangs. In Abbildung 38 ist ebenso der Messaufbau im Formwerkzeug zur Erfassung der Temperatur- und Druckdaten aufgeführt. In Abständen von 18 mm werden die Werte während des Fließprozesses aufgezeichnet. Die Positionierung der Drahtthermoelemente im schmelzviskosen Kern erfolgt nach dem Funktionsprinzip aus Patent DE102016102081A1, bei

dem ein fluidgetriebener zweigeteilter Schieber den flexiblen Einleger, in diesem Fall das Drahtthermoelement, positioniert.

Das gefertigte und eingerichtete Spritzgießwerkzeug zur Herstellung eines endlosfaserverstärkten Materialübergangs zwischen Metall und Kunststoff ist in Abbildung 39 gezeigt. Im ersten Schritt befindet sich das Spritzgießwerkzeug im geöffneten Zustand und der Preformling, der aus einer Metallhülse, einem aufgetragenen Haftvermittler sowie einem Endlosfaserroving besteht, wird in das Werkzeug eingelegt. Des Weiteren wird in diesem Schritt die Heizpatrone, die zur Temperierung des metallischen Einlegers und der Aktivierung des Haftvermittlers genutzt wird, in die Metallhülse eingesetzt (siehe auch 1.2, oben rechts). Im zweiten Schritt wird das Spritzgießwerkzeug mit dem Mittelsegment und der Deckplatte geschlossen, sodass das Werkzeug nun bereit für den Spritzzyklus ist. Das Werkzeug wird für eine homogene Fluidtemperierung in geschlossener Position 105 Sekunden gehalten, bevor die Einspritzphase beginnt. Bei Verwendung der Heißluft einströmung erfolgt diese in den letzten 15 Sekunden der Vorheizzeit. Daraufhin beginnt die Einspritz-, Druck- und Kühlphase, sodass im dritten Schritt der gefertigte hybride Spritzling entformt werden kann. Dazu wird die Heizpatrone aus der Metallhülse entnommen und der Anguss durch einfaches Abscheren entfernt.

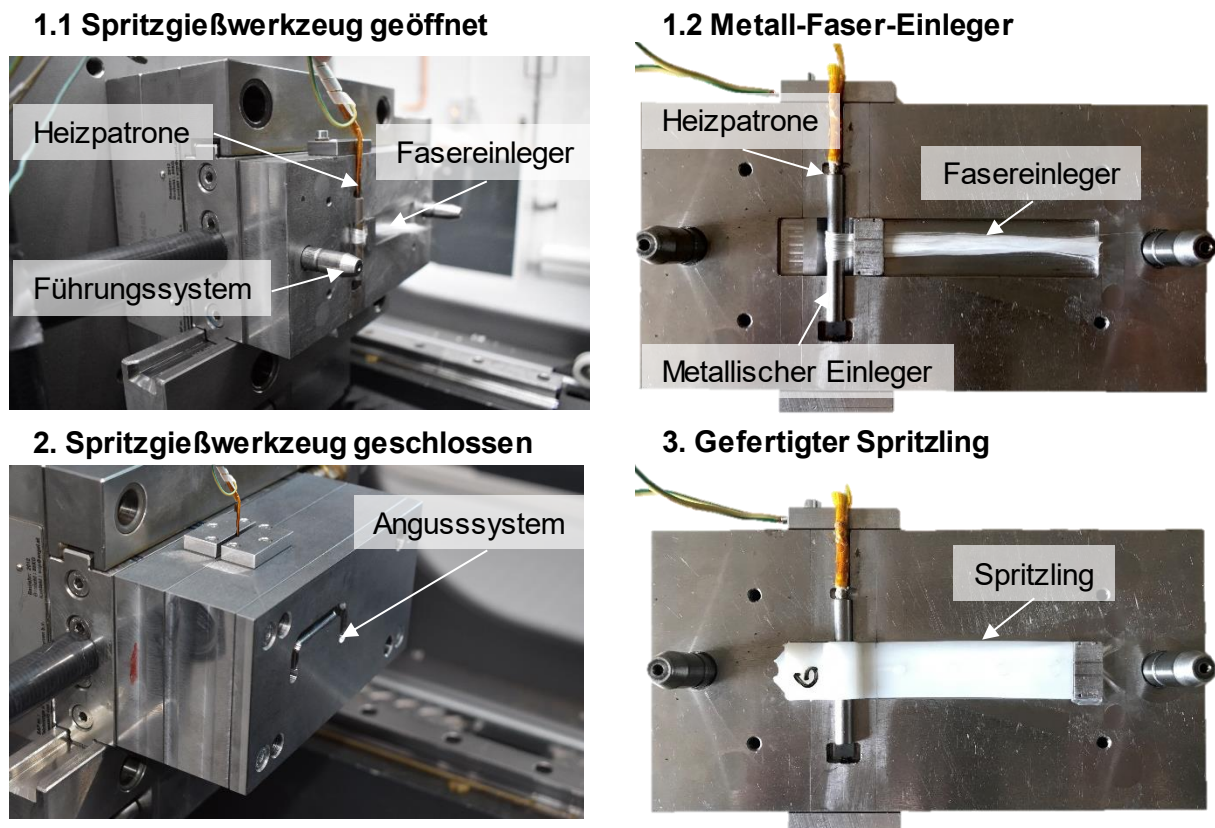


Abbildung 39: Spritzgießwerkzeug und experimenteller Prozessablauf

4.3.7 Simulation der Prozessgrößen während des Spritzgießens und Validierung

Das Fließverhalten der Kunststoffschmelze in einem Spritzgießwerkzeug ist maßgeblich von der Temperatur, der Einspritzgeschwindigkeit sowie dem Druck abhängig. Die Temperaturen werden durch die Schmelzetemperatur, die Werkzeugtemperatur sowie die Temperatur der Einleger beeinflusst. Die Einspritzgeschwindigkeit hingegen ist abhängig von der Vorschubgeschwindigkeit der Schnecke. Während der Einspritzphase ist dabei der Einspritzdruck vom Fließwiderstand der Schmelze abhängig, der von der temperatur- und scherratenabhängigen Viskosität und der Einspritzgeschwindigkeit beeinflusst wird. Nach vollständiger Füllung der Kavität sorgt das Nachdruckprofil, welches ebenso über die Schnecke gesteuert wird, für die Kompression der Schmelze und der Füllung kleiner Formnester. Daraus lässt sich folgern, dass die Temperatur, die Viskosität sowie der Druck die ergebnisbeeinflussenden Prozessgrößen im Spritzgießprozess sind. Die Fließsimulation wird in der Software *Moldflow*[®] durchgeführt. Das FE-Netz wird mit einer Elementkantenlänge von 0,8 mm erstellt. Die Materialparameter des Cross-WLF Viskositätsmodells, für das die Grundlagen in Abschnitt 4.3.1 behandelt wurden, sind in Tabelle 12 aufgeführt.

Zunächst wird das Temperaturverhalten im Spritzling in dem Materialübergang sowie im freien Ende analysiert. Dazu wird ein unverstärkter PA6 ohne Endlosfaserverstärkung bei einer Werkzeugtemperatur von 70 °C und einer Schmelzetemperatur von 260 °C bei vollständiger Füllung in Abbildung 40 betrachtet.

Tabelle 12: Materialparameter der Spritzgusskunststoffe für das Cross-WLF-Modell

Cross WLF Parameter	PA6	PA6GF30	PA6GF50
n	0,2647	0,2990	0,30
$\tau(\text{Pa})$	$3,0934 \cdot 10^5$	$1,372 \cdot 10^5$	$1,3364 \cdot 10^5$
$D_1(\text{Pa} \cdot \text{s})$	$1,684 \cdot 10^{13}$	$1,505 \cdot 10^{18}$	$8,7148 \cdot 10^{13}$
$D_2(\text{K})$	323,15	333,15	323,15
$D_3(\text{K/Pa})$	0	0	0
A_1	31,206	43,786	31,979
$D_2(\text{K})$	51,6	51,6	51,6

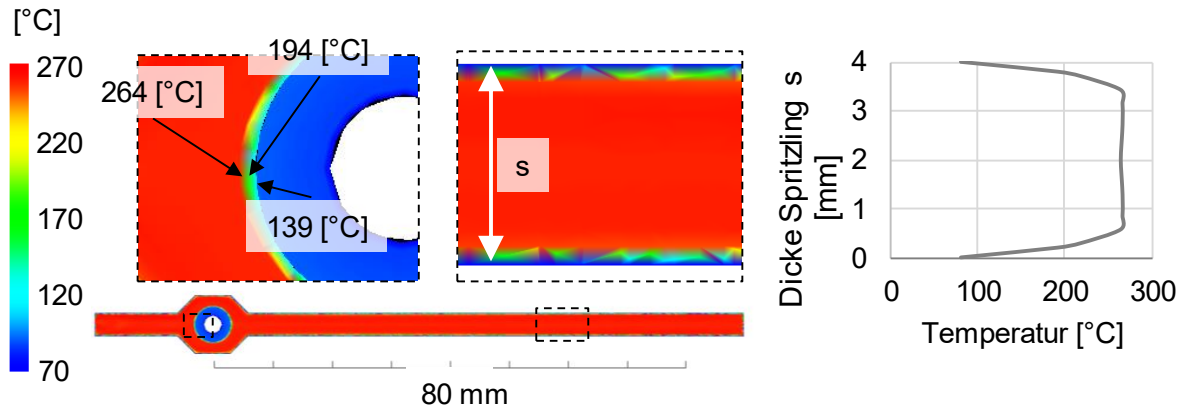


Abbildung 40: Temperaturverteilung im Spritzling Metall-Kunststoff, PA6GF0, Wkz. 70 °C, Schmelztemp. 260 °C, t = 0,54 s (Füllung 100 %, Nachdruck 0 %)

Im Materialübergang Metall-Kunststoff beträgt die Breite der niedrigen Temperaturzone von 139 °C bis 264 °C 0,25 mm. An der Werkzeugwandung beträgt die Breite der niedrigen Temperaturzone von 83 °C bis 252 °C 0,30 mm. Im Hochtemperaturbereich ergeben sich bei >260 °C Viskositäten von 155 Pa·s bis 190 Pa·s. Im Wandungsbereich steigt die Viskosität hingegen direkt über 20.000 Pa·s (vgl. Abbildung 41). Es wird deutlich, dass im Falle der Faserimpregnierung im Bereich des Materialübergangs Metall-Kunststoff oder im Wandungsbereich des Werkzeugs eine zusätzliche Temperierung erforderlich ist.

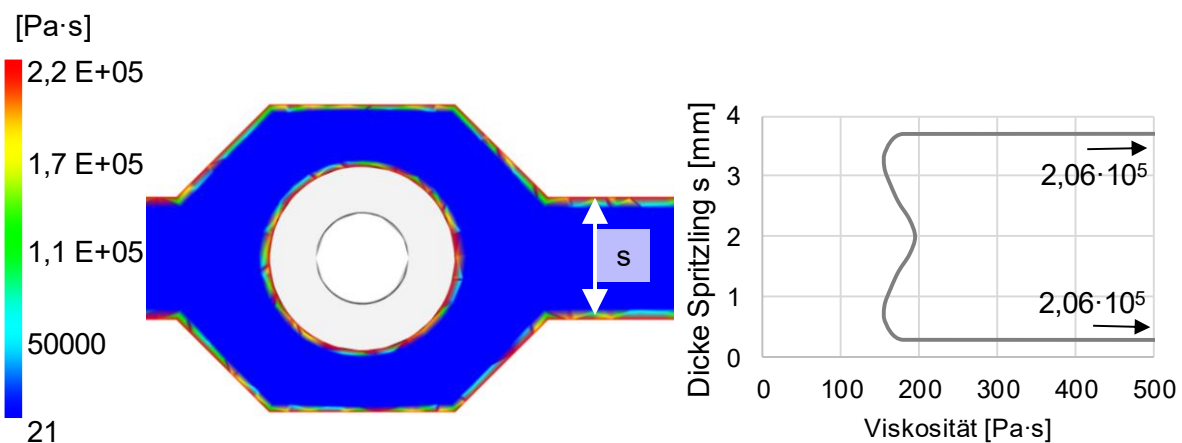


Abbildung 41: Viskositätsverteilung im Spritzling Metall-Kunststoff, PA6GF0, Wkz. 70 °C, Schmelztemp. 260 °C, t = 0,54 s (Füllung 100 %, Nachdruck 0 %)

Für die Prozessauslegung mit Endlosfasereinleger wird das zeitliche Füllverhalten unter Berücksichtigung des Fasereinlegers in Abbildung 42 betrachtet. Während der Einspritzphase des Kunststoffs wird die Fließfront am metallischen Einleger in zwei Fließfronten geteilt. Die Schmelze umströmt gleichmäßig den metallischen Einleger und umfließt im weiteren Füllvorgang den Endlosfasereinleger. Im Zuge der aktuellen Betrachtung ist der Fasereinleger als Starrkörper modelliert.

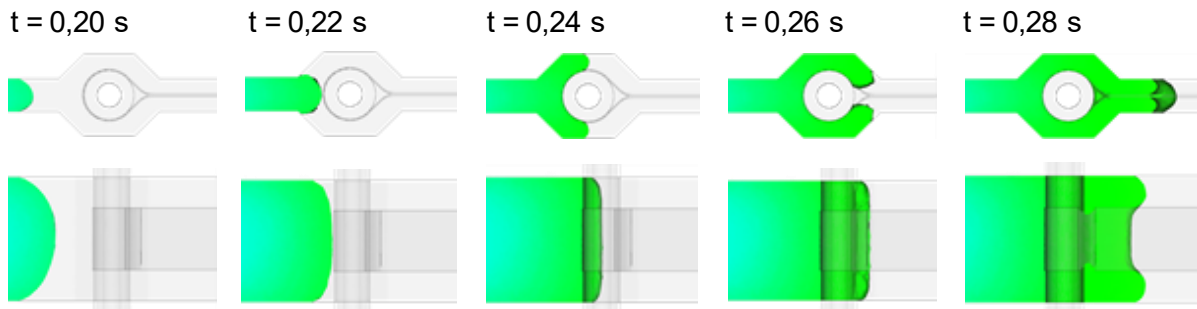


Abbildung 42: Zeitliches Füllverhalten der Kunststoffschmelze mit Fasereinleger, Wkz. 70 °C, metallischer Einleger 70 °C, PA6 Schmelzetemp. 260 °C

Das Temperatur- und Viskositätsverhalten der Schmelze, dargestellt in Abbildung 43, beeinflusst maßgeblich die Faserimprägnierung während der Füllphase. Es wird deutlich, dass die Schmelze mit Temperaturen zwischen 260 °C und 270 °C fließt, jedoch im Bereich des metallischen Einlegers und der Faseroberfläche deutlich kühlere Bereiche von 170 °C bis 200 °C auftreten. Die Ausgangstemperaturen von 70 °C sind demnach zu gering. Somit kann von ersten Erstarrungseffekten der Schmelze an der Faseroberfläche ausgegangen werden.

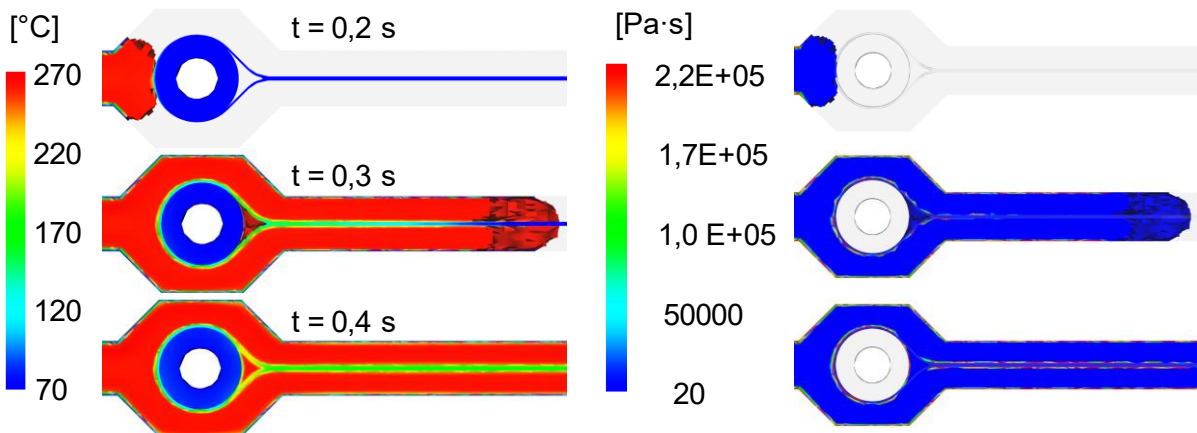


Abbildung 43: Temperatur- (links) und Viskositätsverlauf (rechts) während der Füllphase für Metall-Faser-Kunststoffübergang, PA6GF0, Schmelzetemp. 260 °C, Wkz. 70 °C, metallischer Einleger 70 °C, Fasereinleger 70 °C

Für die Imprägnierung trockener Fasertextilien sind niedrigviskose Bereiche erforderlich, sodass im Zuge der Werkzeugkonzeptionierung Temperiersysteme in Ergänzung zu der klassischen stationären Fluidtemperierung implementiert werden. Diese sind bereits in Abschnitt 4.3.3 aufgeführt. Der metallische Einleger wird mittels elektrischer Heizpatrone und die Fasern mittels Heißluft temperiert, um die Schmelzeviskositäten lokal zu senken. Dazu zeigen die folgenden Ergebnisse die resultierenden Viskositäten bei einer Temperatur des metallischen Einlegers von 220 °C sowie einer Fasertemperatur von 220 °C. Abbil-

dung 44 zeigt das Temperatur- und Viskositätsverhalten der Schmelze bei Einlegertemperaturen für eine Glasfaser mit metallischer Hülse von 220 °C. Während der Füllphase treten keine Erstarrungseffekte an der Faseroberfläche auf, sodass eine gute Imprägnierung der Fasern erwartet wird.

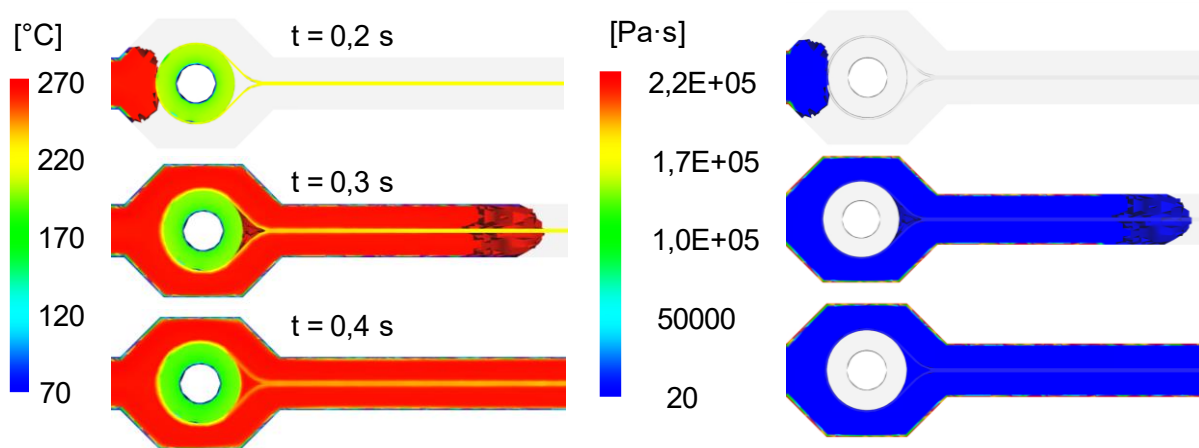


Abbildung 44: Temperatur- (links) und Viskositätsverlauf (rechts) während der Füllphase für Metall-Faser-Kunststoffübergang, PA6GF0, Schmelzetemp. 260 °C, Wkz. 70 °C, metallischer Einleger 220 °C, Fasereinleger 220 °C

Durch unterschiedliche Fasereinlegertemperaturen in Folge der Temperierung treten, wie zuvor beschrieben, Erstarrungseffekte an der Faseroberfläche auf. Dadurch kommt es im Übergang Faser-Schmelze zu einem großen Viskositätsgradienten, sodass die Scherbelastung zwischen Schmelze und Faser erhöht wird. Diese Scherbelastung wird im Folgenden näher betrachtet.

Während des Herstellungsprozesses wird die Faser im Fließvorgang in Faserichtung belastet. Die Belastung entsteht durch Schubspannung τ zwischen der Faseroberfläche und der Kunststoffschmelze. Zur Untersuchung der auftretenden Schubspannungen zwischen Schmelze und Fasern und der daraus resultierenden Zugbelastung auf die Fasern, wird für Fasertemperaturen zwischen 70 °C und 220 °C die Schergeschwindigkeit und die Schmelzeviskosität während des Füllprozesses simulativ ermittelt. In Abbildung 45 ist der Verlauf der Schubspannung prinzipiell am Beispiel des Faser-Kunststoff-Übergangs dargestellt. Die Schubspannung wird dabei für einen infinitesimal kleinen Randbereich betrachtet, sodass hier nach Gl. 4.32 der lineare Ansatz von *Newton* verwendet werden kann. Die Schubspannung τ lässt sich demnach mit dem Produkt aus der Schergeschwindigkeit $\dot{\gamma}$ und der Schmelzeviskosität η berechnen.

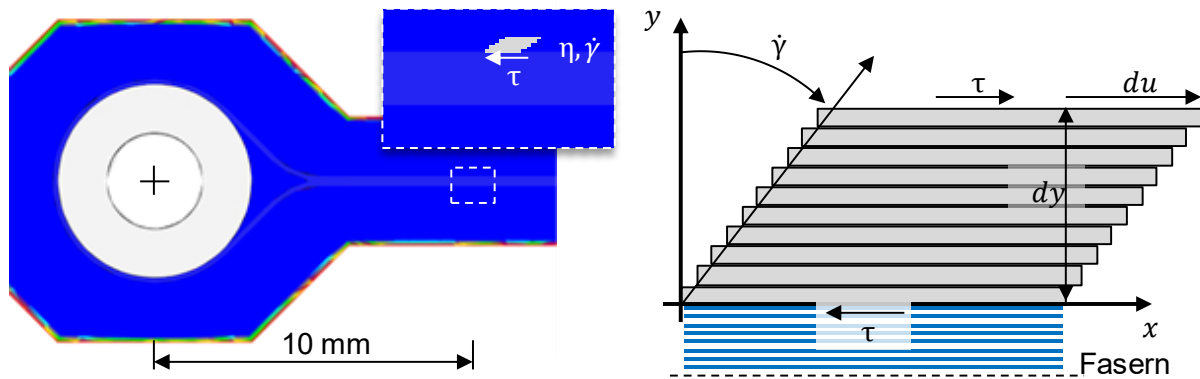


Abbildung 45: Schubspannungen zwischen Schmelze und Fasern im Spritzgießprozess

$$\tau = \dot{\gamma} \cdot \eta$$

Gl. 4.32

Die Ergebnisse der Scherspannungen sind in Abbildung 46 über der Formfüllung in % dargestellt. Bei etwa 30 % Formfüllung erreicht die Schmelze die Messposition, sodass hier die Scherspannung steigt. Die Zugspannung, die auf die Fasern zwischen 70 °C und 90 °C Fasereinlegertemperatur lastet, ist deutlich höher als bei einer Temperatur über 100 °C. Vor allem ist die Viskosität während des Füllvorgangs deutlich höher und nicht im „leicht“ fließfähigen Bereich, sodass hier erste Erstarrungseffekte an der Faseroberfläche eintreten. Diese Erstarrungseffekte entstehen durch die Erwärmung der Glasfasern in der Kunststoffschmelze und dem damit verbundenen Wärmeentzug des benetzenden Kunststoffs. Während des Füllvorgangs bei ca. 80 % entstehen dadurch Zugspannungen von etwa 73 MPa, wohingegen in der frühen Füllphase (50 %) als auch in der späten Füllphase lediglich Zugspannungen von 0,2 MPa bis 1,0 MPa auftreten. Ab einer Fasereinlegertemperatur von 100 °C reicht der thermische Eintrag der Schmelze aus, um die Fasern auf Temperaturen über 220 °C (Schmelztemperatur PA6) zu erwärmen. Durch weiteres Vorwärmen der Fasern auf bis zu 220 °C lassen sich sehr geringe Scherspannungen von 0,1 MPa im Faser-Matrix-Übergang berechnen. Somit kann bei einer Erwärmung ab 100 °C ein Herstellungsprozess mit geringer Faserzugbelastung erreicht werden.

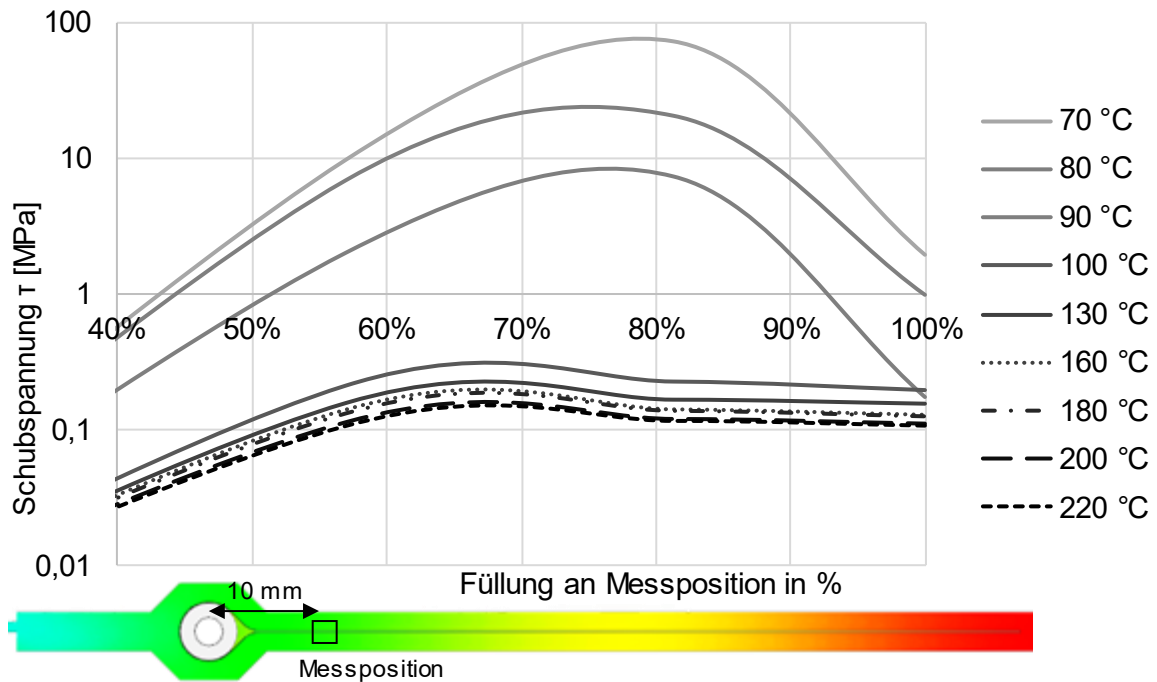


Abbildung 46: Schubspannungen τ am Fasereinleger während der Füllphase

4.3.8 Berechnung der Imprägnierungszeiten

Mit den Erkenntnissen aus Abschnitt 4.3.7 zur Temperaturverteilung im Übergangsbereich Faser-Schmelze kann nun das zeitlich veränderliche Imprägnierungsverhalten betrachtet werden. Dabei wird von erwärmten Fasern auf Schmelztemperatur, die bereits bei 100 °C Werkzeugtemperatur erreicht wird, ausgegangen.

Das Fließverhalten von *Newton*'schen Flüssigkeiten kann mit dem empirisch ermittelten Fließgesetz zum Durchströmen eines porösen Mediums nach *D'Arcy* abgebildet werden [113]. Die eindimensionale Fließgeschwindigkeit v lässt sich durch folgende Gleichung darstellen:

$$v = - \frac{K}{\eta} \frac{dp}{dx} \quad \text{Gl. 4.33}$$

Das Druckgefälle wird dabei mit $\frac{dp}{dx}$, die Viskosität mit η und die Permeabilität mit K dargestellt. Eine Erweiterung des Gesetzes für eine dreidimensionale Strömung und veränderter Permeabilität ist in [114, 115] beschrieben.

Ausgehend vom Gesetz von *D'Arcy* existieren bereits Herleitungen zur Berechnung der Imprägnierungszeiten unter Berücksichtigung der Fasertexteigenschaften. Diese sind am Beispiel von *Ehleben* für das thermoplastische Schleuderverfahren hergeleitet worden [116] und gelten hier für einen thermisch- und

druckstationär strömenden Thermoplasten durch ein poröses Fasertextil. Dabei wird davon ausgegangen, dass zunächst ein Umströmen des Faserrovings stattfindet und anschließend die Mikroimprägnierung quer zur Faser erfolgt. Für die Mikroimprägnierungszeit gilt der in Gleichung 4.34 dargestellte Zusammenhang:

$$t_{\text{mikro}} = \frac{1}{4} \cdot \frac{\eta \cdot (1 - \varphi_{\text{mikro}}) \cdot r_{\text{fb}}^2 \cdot x}{K \cdot p} \quad \text{Gl. 4.34}$$

Darin beschreibt η die Viskosität, φ_{mikro} den Faservolumengehalt, r_{fb} den Faserbündelradius, x die Exzentrizität bei nicht-rotationssymmetrischen Faserrovings, K die Permeabilität und p den Druck. Der Faserbündelradius lässt sich mit Gleichung 4.35 beschreiben.

$$r_{\text{fb}} = \sqrt{\frac{\text{tex}}{\pi \cdot \rho_{\text{fil}} \cdot \varphi_{\text{mikro}}}} \quad \text{Gl. 4.35}$$

Darin beschreibt tex die Roving-Feinheit und ρ_{fil} die Filamentdichte. Zur Berechnung der Exzentrizität aus Gleichung 4.34 lässt sich $x = \frac{2 \cdot \lambda}{\lambda^2 + 1}$ mit $\lambda = \frac{a}{b}$ schreiben. Darin sind a und b die Dicke und Breite des Faserrovings.

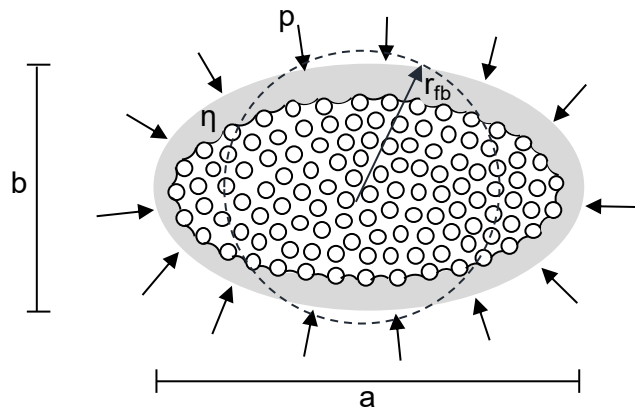


Abbildung 47: Mikroimprägnierung eines Faserrovings

In Tabelle 13 sind die Materialparameter für den verwendeten Glasfaserroving gegeben. Darin sind die tex -Zahl sowie die Filamentdichte ρ_{fil} im Datenblatt des Herstellers enthalten wohingegen der Faservolumengehalt φ_{mikro} , die Permeabilität K , die Faserbündelspreizung a und die Faserbündeldicke b experimentell ermittelte Größen darstellen. Die Permeabilität für die Mikroimprägnierung eines Faserrovings lässt sich nach Gleichung 4.36 beschreiben.

$$K = \frac{r_{\text{fil}}^2}{4 \cdot k_{\text{zz}}} \cdot \frac{\left(\sqrt{\frac{\varphi_{\text{max}}}{\varphi_{\text{mikro}}} - 1} \right)^3}{\left(\frac{\varphi_{\text{max}}}{\varphi_{\text{mikro}}} + 1 \right)} \quad \text{Gl. 4.36}$$

Darin beschreibt r_{fil} den Faserfilamentradius, φ_{max} den maximalen Faservolumengehalt bei einer hexagonalen Packung mit $\varphi_{\text{max, hex}} = \frac{\pi}{2\sqrt{3}}$ und k_{zz} die *Gu-towski*-Konstante, die mit $k_{\text{zz}}=0,2$ angegeben werden kann [115].

Tabelle 13: Glasfaserparameter

Parameter	Wert
Faservolumengehalt φ_{mikro}	0,79 [-]
Permeabilität K	$1,32 \cdot 10^{-14} \text{ [m}^2 \text{]}$
Faserbündelspreizung a	5 [mm]
Faserbündeldicke b	0,125 [mm]
Faser tex	$1.200 \left[\frac{\text{g}}{\text{km}} \right]$
Filamentdichte ρ_{fil}	$2,5 \left[\frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \right]$

Die Viskosität η ist von der Temperatur, von der Scherrate und in geringem Maße vom Druck abhängig. Diese Parameter sind im Spritzgießprozess zeitlich veränderliche Größen. Die Schmelzetemperatur wird durch die Werkzeugtemperierung variiert, der Druck wird über das Spritz- und Nachdruckprofil bestimmt und die Scherrate durch die Einspritzgeschwindigkeit der Schmelze. Für das folgende Imprägnierungsmodell wird die Einspritzgeschwindigkeit für alle Versuche mit $25 \text{ cm}^3/\text{s}$ als konstant angenommen. Des Weiteren wird das Fasertextil als vortemperierter Einleger mit $220 \text{ }^\circ\text{C}$ berücksichtigt. Der sich einstellende Einspritzdruck liegt bei 30 MPa an dem ein Nachdruck von 5 MPa, 25 MPa oder 50 MPa über 2 Sekunden nachgeschaltet wird.

$$t_{\text{mikro}} = \frac{1}{4} \cdot \frac{(1 - \varphi_{\text{mikro}}) \cdot r_{\text{fb}}^2 \cdot x}{K} \cdot \frac{\eta(t)}{p(t)} \quad \text{Gl. 4.37}$$

Das Viskositäts- und Druckprofil ist während des Prozesses eine zeitabhängige Größe, die zur Berechnung der Imprägnierungsdauer berücksichtigt werden muss. Die Funktionen für die zeitabhängige Viskosität $\eta(t)$ und den zeitabhängigen Druck $p(t)$ werden daher aus der validierten Simulation entnommen.

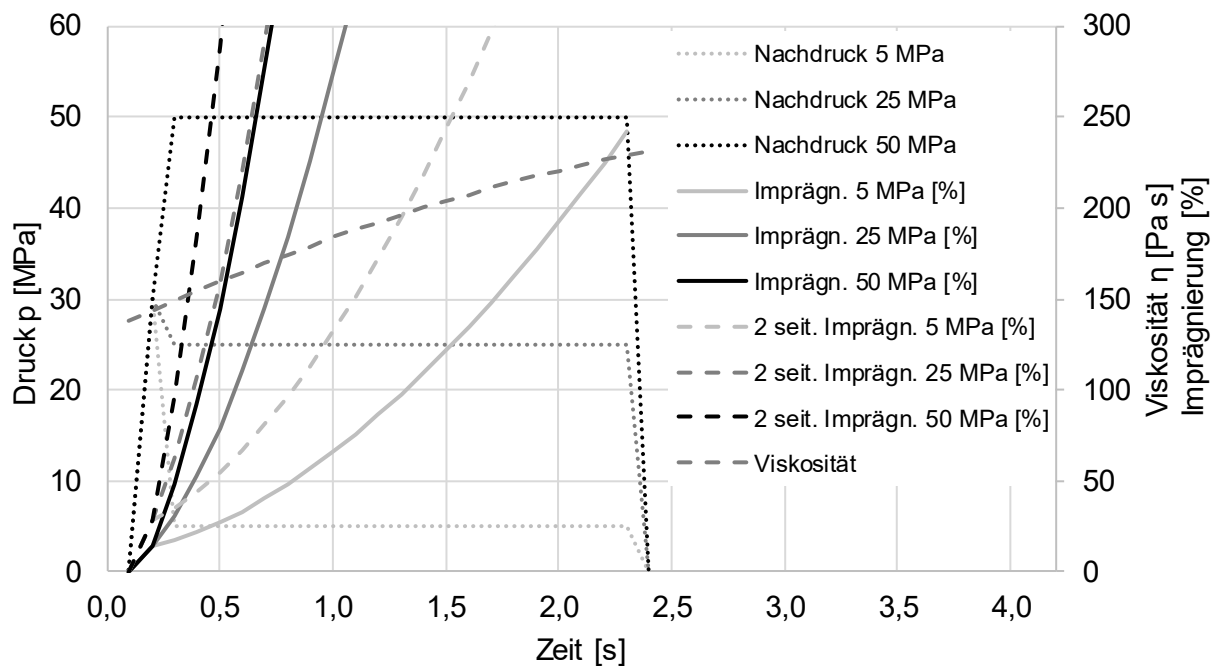


Abbildung 48: Imprägnierungsmodell in Abhängigkeit von Druck, Viskosität und Zeit für einen achtlagigen Faserroving

Der in Gleichung 4.37 beschriebene zeitabhängige Druck $p(t)$ ist maßgeblich von dem Einspritz- und Nachdruck abhängig. Eine weitere physikalische Größe, die den Imprägnierungsdruck beeinflusst, ist der Kapillardruck. Der Kapillardruck ist im Vergleich zum Einspritzdruck deutlich geringer, spielt jedoch bei der Imprägnierung von permeablen Glasfasertextilien ebenfalls eine Rolle. Der Kapillareffekt kann durch eine Oberflächenvorbehandlung, beispielsweise einer atmosphärischen Plasmabehandlung, verbessert werden, indem höhere Oberflächenenergien erzeugt werden. Des Weiteren kann die Permeabilität neben der Packungsart und -dichte durch den Filamentdurchmesser beeinflusst werden (s. Gl. 4.36). Ebenso sind Glasfaserrovings für die weitere Verarbeitung mit Polyamid 6 mit einem Finish versehen, welches eine Teilimprägnierung der Fasern erzeugt. Das Finish wird im Imprägnierungsprozess thermisch aktiviert und stoffschlüssig an das Polyamid 6 angebunden. Für die verwendeten E-Glasfaserrovings wurde der Finishanteil mit 0,5 %_{Masse} in einer thermogravimetrischen Analyse experimentell ermittelt.

Unter Berücksichtigung der Wärme-Masse-Bilanz bei der Schmelzeimprägnierung von Glasfasern kann demnach bei geringen Faservolumenanteilen eine vollständige Imprägnierung bereits ab einer Werkzeugtemperatur von 100 °C erreicht werden. Dies konnte durch das Imprägnierungsmodell sowie das zeitlich abhängige Viskositätsverhalten der Schmelze an der Faseroberfläche, vgl. Abbildung 46, gezeigt werden.

4.4 Fazit zur Konzeptionierung

Auf Grundlage der mechanischen und thermischen Lasten und Anforderungen lässt sich der Materialübergang zwischen Metall und Kunststoff geometrisch konzipieren. Daraus ergibt sich die Werkzeug- und Prozessgestaltung unter Berücksichtigung sämtlicher Einfluss- und Ergebnisgrößen. In der Spritzgießsimulation werden die örtlichen und zeitlichen Viskositäten in der Schmelze bestimmt, die Einfluss auf die Faserimprägnierung nehmen. Daraus ergibt sich die Positionierung der Fasern und der Bedarf einer lokalen Temperierung. Durch den Fließprozess der Schmelze und die einwirkenden Fließkräfte werden die Szenarien der Faserausrichtung hergeleitet und die Sensitivitäten in einer Fluid-Struktur-Interaktion simulativ bestimmt. Aus diesen Erkenntnissen wird das Spritzgießwerkzeug konstruiert und gefertigt sowie mit Druck- und Temperatursensorik zur Prozessüberwachung ausgestattet. Der hergestellte hybride Spritzling dient als Prüfkörper zur Charakterisierung des Materialverbunds. In einem weiterführenden Analytik-Modell wird die erforderliche Faservorwärmung im Werkzeug bewertet und in einem transienten Berechnungsmodell die Imprägnierungsdauer von Fasertextilien mit thermoplastischer Kunststoffschmelze bestimmt. Auf Grundlage der Konzeptionierung des prozessintegrierten und endlosfaserverstärkten Materialübergangs von Metall zu Kunststoff können nun die experimentelle Prozessanalyse und die Charakterisierung erfolgen.

5 Prozessanalyse

In der Prozessanalyse werden die Analytik- und Simulationsmodelle der Prozess- und Werkzeugkonzeptionierung aus Kapitel 4 für den Metall-Faser-Kunststoffübergang experimentell untersucht und validiert. Dazu wird eine Temperatur- und Druckanalyse im Spritzgießprozess durchgeführt und ausgewertet, um die simulativ ermittelten Größen zu validieren und für die weitere Berechnung in Imprägnierungsmodellen verwenden zu können. Des Weiteren erfolgt in Abhängigkeit des Fließverhaltens eine Analyse der Faserausrichtung, die zur Validierung des Simulationsmodells aus Abschnitt 4.3.2 genutzt wird. Zur Kenntnis der Prozessgrenzen wird in einem Zugversuch der kritische Faserbiegeradius von Glasfasern bestimmt. Dieser spielt für die schadigungsarme Drapierbarkeit als Schlaufe im Prozess eine wesentliche Rolle. Des Weiteren ist die Einspritzgeschwindigkeit eine wesentliche Einflussgröße beim Spritzgießen, die hinsichtlich der fehlerfreien Probenherstellung bewertet wird.

5.1 Temperatur- und Druckanalyse

Zur Ermittlung der Schmelzeviskosität im niedrigviskosen Kern werden die Temperaturen mittels Thermoelementen gemessen. Die Thermoelemente werden dazu nach dem Funktionsprinzip aus dem Patent DE102016102081A1 im niedrigviskosen Bereich positioniert. Die Temperaturen sind für die erste Messposition aus Abbildung 39 aufgeführt. Für einen unverstärkten Polyamid 6 wurde eine Masstemperatur von 260 °C an der Düse eingestellt. Der PA6GF30, mit einem Kurzglasfasermasseanteil von 30 % liegt düsenseitig bei 280 °C und der PA6GF50 mit einem Kurzglasfasermasseanteil von 50 % liegt bei 290 °C. Die gemessenen Temperaturen zeigen, dass der PA6GF30 und der PA6GF50 etwas höhere Temperaturen von 288 °C und 306 °C im niedrigviskosen Kern erzielen. Die Temperaturerhöhung ist auf die Scherverdünnung zurückzuführen. Der PA6 hingegen zeigt ein untypisches Temperaturverhalten, welches auf die Eigenschaften eines unverstärkten Thermoplasten zurückzuführen ist. Im Gegensatz zu kurzglasfaserverstärkten Thermoplasten besitzt ein unverstärkter Thermoplast keine abrasiven Eigenschaften, wodurch an der Messspitze des Thermoelements direkt Erstarrungseffekte einsetzen und der Thermoplast eine isolierende Wirkung zum niedrigviskosen fließenden Bereich zeigt. Auf Grund der abrasiven Effekte der Glasfasern im PA6GF30 und PA6GF50 treten diese Erstarrungseffekte nicht auf, sodass die gemessenen Temperaturen plausible Ergebnisse liefern. Zur weiteren Betrachtung der Temperaturdaten und resultierenden Viskositäten wird der Temperaturverlauf für PA6 in Anlehnung an

PA6GF30 extrapoliert, sodass eine maximale Temperatur von 268 °C für PA6 ermittelt werden kann. Somit liefern die experimentell ermittelten Werte eine sehr gute Übereinstimmung mit den simulativen Ergebnissen.

Die Temperaturen für das Heißluftsystem sowie die Außenseite der metallischen Hülse konnten ebenfalls mit Drahtthermoelementen gemessen und im Gesamtprozess erfasst werden. Die Heißlufttemperatur steigt bis zum Eintreffen der Kunststoffschmelze auf knapp 200 °C. Die Temperatur an der Hülseaußenseite konnte mit 220 °C im Bereich der Solltemperatur ermittelt werden. Das Druckverhalten, welches in der Kavität gemessen werden konnte, zeigt eine deutliche Druckspitze im Prozesswechsel von Einspritz- auf Nachdruckphase. Im Versuch zeigt sich ein Einspritzdruck von 45 MPa, wohingegen in der Simulation ein Einspritzdruck von 30 MPa ermittelt werden konnte. Des Weiteren befindet sich der experimentell gemessene Nachdruck mit 17 MPa unterhalb des maschinenseitig eingestellten Nachdrucks von 25 MPa. Dies kann mit dem deutlichen Reibungsverlust im Anguss- und Kavitätssystem begründet werden.

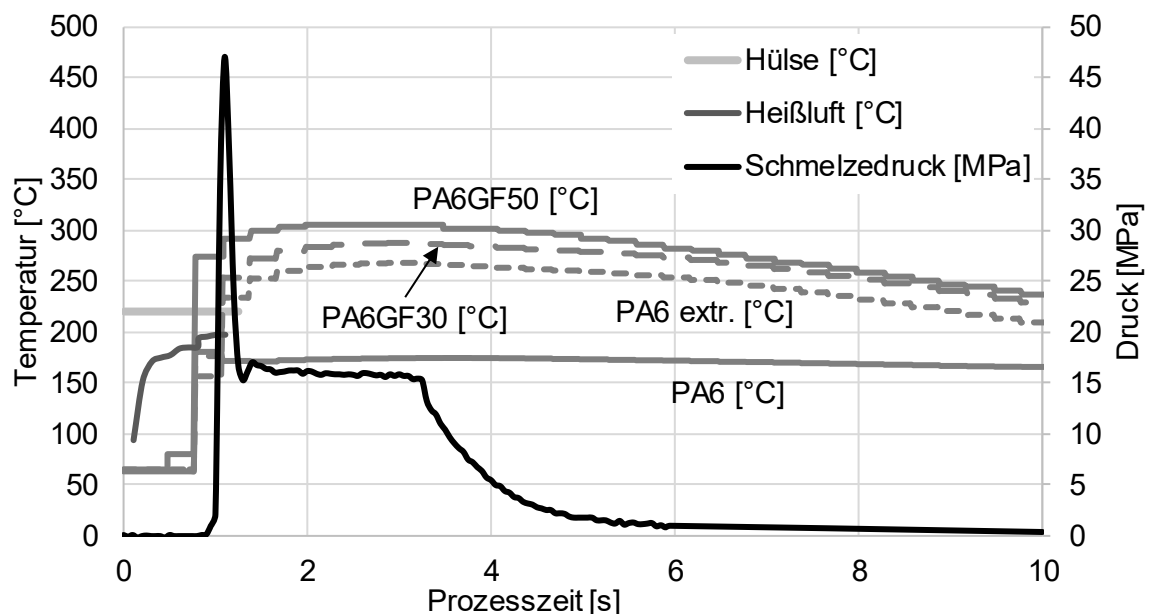


Abbildung 49: Inline-Temperaturen und Drücke im schmelzviskosen Bereich von ausgewählten thermoplastischen Kunststoffen

5.2 Experimentelle Faserausrichtung im Fließprozess

In einer experimentellen Versuchsreihe wird die fluiddynamisch abhängige Faserausrichtung mittels Mikroschliffanalysen untersucht. Ziel der Untersuchung ist eine statistische Sicherheit über die eingießbare Faserlänge. Auf Grund von Querströmungen und Vorströmungen in der Fließfront der Schmelze treten Faserauslenkungen aus der Kavitätsmitte auf. Bei Abweichungen, die größer als die halbe Kavitätshöhe sind, treten die Fasern aus dem Spritzling aus. Dies führt

zu einer unvollständigen Faserimprägnierung im Wandungsbereich der Kavität. In Abbildung 50 ist die Auslenkung aus der Fasermittte s_{abw} in Abhängigkeit der freien Faserlänge l_{Faser} aufgeführt sowie ein experimenteller Mikro-Querschliff einer Probe (rechts). Die Mikro-Querschliffe dienen zur experimentellen Vermessung des Faserlageprofils.

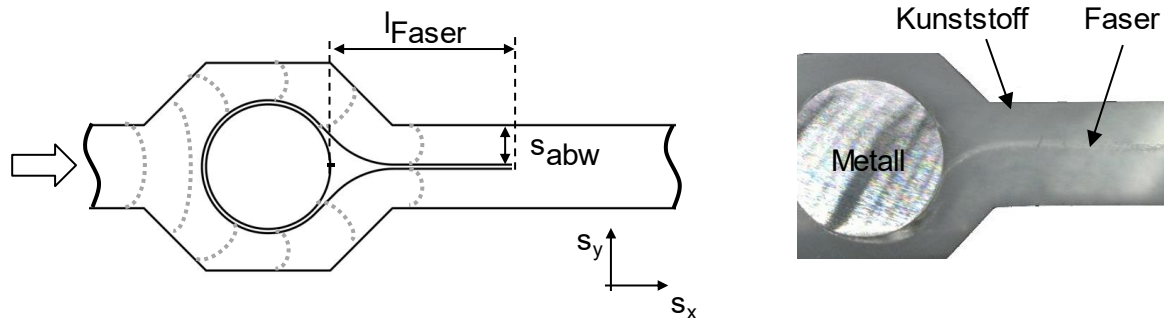


Abbildung 50: 3D-Faserschleife mit metallischem Rundstab

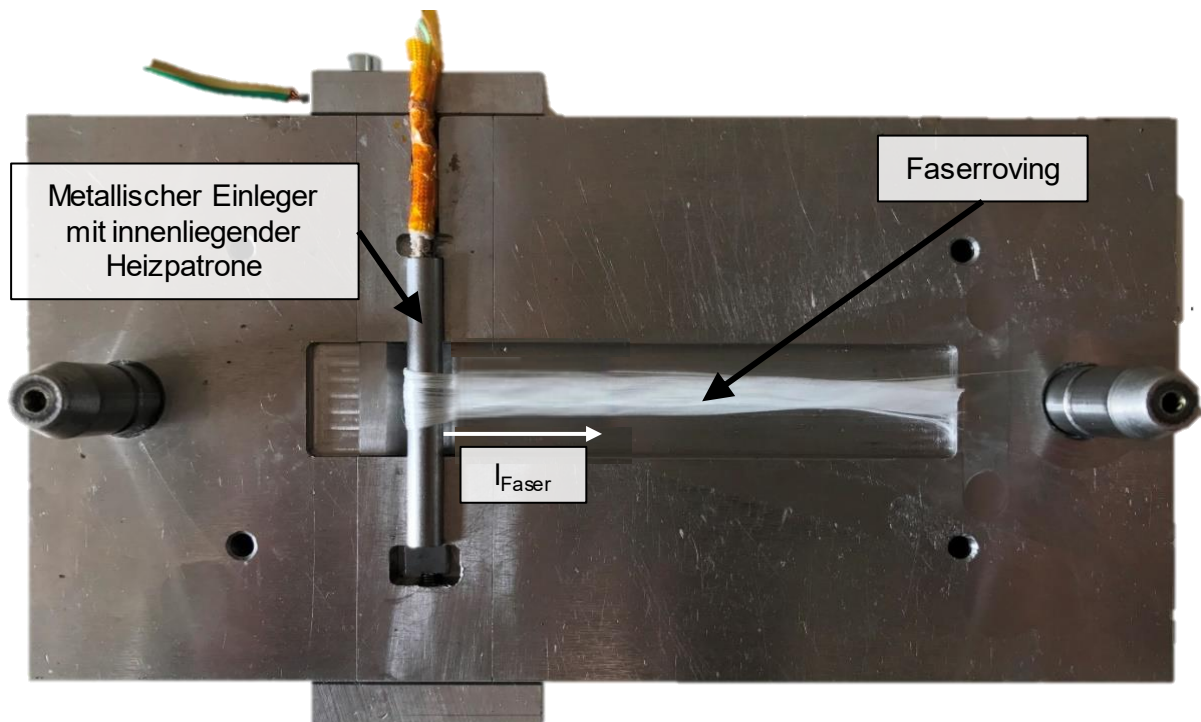


Abbildung 51: Spritzgießwerkzeug mit Endlosfasereinleger zur Analyse der Faserausrichtung

Für den Versuch werden metallische Rundstäbe mit Faserrovings, entsprechend Abschnitt 4.3.4, vorbereitet. Die Faserlängen variieren für die Versuchsdurchführung in ihrer freien Faserlänge l_{Faser} zwischen 5 mm, 10 mm, 15 mm, 20 mm, 25 mm und 30 mm. Die Ergebnisse aus der Querschnittvermessung sind in Abbildung 52 dargestellt. Die Position (x: 0, y: 0) beschreibt den Ursprung an der Außenseite des metallischen Einlegers. Die Ergebnisse zeigen drei cha-

rakteristische Bereiche der Faserauslenkung. Im ersten Bereich < 10 mm Faserlänge treten geringe, außermittige Faserauslenkungen auf. Die Fasern können in diesem Bereich vollständig umspritzt und eingebettet werden. Es kommt jedoch zu geringen Abweichungen aus der Fasermittte, sodass keine vollständige Streckung der Fasern realisierbar ist. Für freie Faserlängen zwischen 10 mm und 15 mm lassen sich eine vollständig mittige Positionierung und Faserstreckung erzeugen. Im Bereich großer freier Faserlängen (> 15 mm) treten teilweise vollständige Auslenkungen aus der Probenmitte auf, sodass hier nicht von einer vollständigen Faserintegration ausgegangen werden kann. Es zeigen sich jedoch auch mittig positionierte und gestreckte Fasern in diesem Bereich, die allerdings aufgrund des dynamischen Fließprozesses nicht statistisch reproduzierbar sind. Hierzu werden erweiterte Werkzeugkonzepte für die Integration längerer Fasern (> 15 mm) benötigt, vgl. Abschnitt 2.2.3. Die Werkzeugerweiterung über Positionierungselemente steht dabei in direktem Zusammenhang mit der möglichen Bauteilkomplexität.

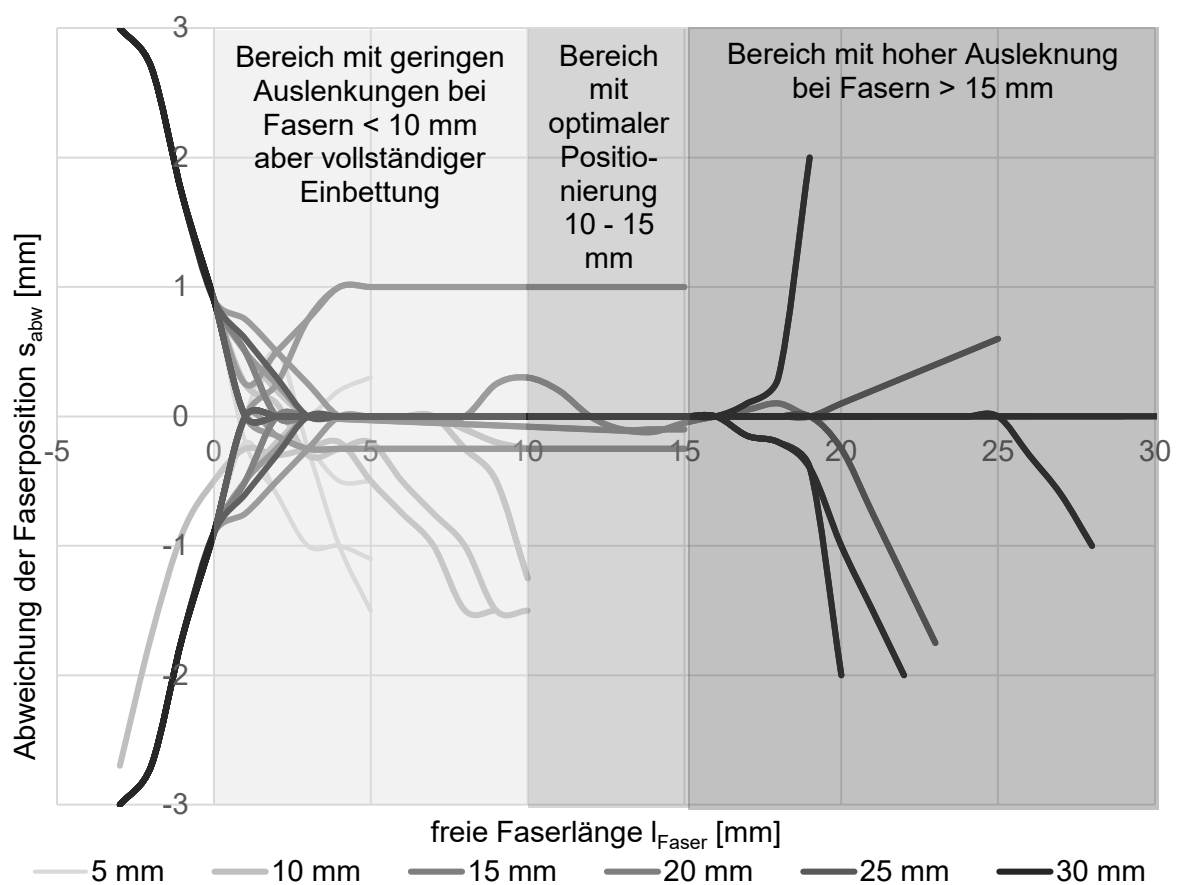


Abbildung 52: Faserauslenkung in Abhängigkeit der freien Faserlänge im Fließprozess

Die Ergebnisse aus der experimentellen Untersuchung der Faserausrichtung validieren das in Abschnitt 4.3.2 vorgestellte numerische Fluid-Struktur-Interaktionsmodell zur Berechnung der Faserausrichtung mit einer maximal eingießbaren Faserlänge von 15 mm bei leichtem außermittigen Versatz.

5.3 Untersuchung des kritischen Faserbiegeradiusses

Verstärkungsfasern besitzen auf Grund ihrer hohen Zugfestigkeit und ihres geringen Faserdurchmessers einen geringen kritischen Biegeradius, der bei Unterschreitung zu einem vorzeitigen Sprödbbruch führt. Daher ist für die Integration der Verstärkungsfasern in den Metall-Kunststoffübergang dieser kritische Biegeradius von großer Relevanz. Ein Knoten- bzw. Schlaufentest wurde bereits von *Sinclair* [117] entwickelt, um den kritischen Glasfaserbiegeradius zu untersuchen. Von *Fukuda* wurde dieser Versuch erweitert und genutzt, um Kohlenstofffasern zu untersuchen [118]. Zur Untersuchung des kritischen Biegeradiusses von Kurzglasfasern wurde von *Stelzer* [119] ein 3-Punktbiegeversuch auf Mikroebene für recycelte Kurzfasern entwickelt. Die Untersuchungen mit Knoten- und Schlaufentest zeigen, dass für die Integration von Endlosfasern in den Metall-Kunststoffübergang der kritische Faserbiegeradius eine bedeutende Rolle spielt. Aus den Untersuchungen folgt ebenso die Gleichung 5.1 zur Berechnung des kritischen Biegeradiusses für Glasfasern [120].

$$r_{\text{krit}} = \frac{E \cdot d}{2 \cdot \sigma_B} \quad \text{Gl. 5.1}$$

Darin beschreibt E den Elastizitätsmodul der Fasern, d den Faserdurchmesser und σ_B die maximale Biegespannung. Für eine E-Glasfaser mit einem E -Modul von 70 GPa, einem Durchmesser von 16 μm und einer maximalen Biegespannung von 3.400 MPa ergibt sich demnach ein kritischer Biegeradius von $r_{\text{krit}} = 0,16 \text{ mm}$.

Aus den beschriebenen Untersuchungen wird ein erweiterter Schlaufentest zur Untersuchung des kritischen Faserbiegeradiusses abgeleitet. Im Gegensatz zur frei einschnürenden Faserschlaufe aus den beschriebenen Veröffentlichungen, wird im Zuge dieser Arbeit die direkte Interaktion zwischen dem metallischen Kantenradius und der Faserschlaufe betrachtet. Der metallische Kantenradius wird dabei durch einen rotationssymmetrischen metallischen Draht abgebildet. Der Versuch setzt voraus, dass sich bei Unterschreitung des kritischen Biegeradiusses ein Sprödbbruch durch frühzeitiges Faserversagen und deutlicher Unterschreitung der maximalen Bruchlast bemerkbar macht. Der Einzelfaserzugversuch wird an der Prüfmaschine Favimat+ von Textechno durchgeführt. Der

Versuchsaufbau ist in Abbildung 53 dargestellt und zeigt eine eingespannte metallische Drahtschleife, die in ihrem Drahtdurchmesser variiert werden kann. Die Verstärkungsfaser wird in die Drahtschleife eingefädelt und ebenfalls als Schleife in der unteren Einspannung fixiert. Der Versuch wird mit einer Prüfungsgeschwindigkeit von 5 mm/min durchgeführt.

Der Versuch eignet sich zur Bewertung des kritischen Faserbiegeradiuses um metallisch verrundete Kanten. Der Nachweis erfolgt dabei über das Bruchverhalten, welches wie folgt definiert wird:

Frühzeitiger Sprödbbruch: Ein Sprödbbruchversagen liegt vor, wenn die Verstärkungsfaser bei Unterschreitung des kritischen Faserbiegeradiuses „kraftlos“ bricht und keine Zugkräfte im Bereich der maximalen Bruchlast aus dem Einzelfaserzugversuch erreicht.

Bruch bei maximaler Biegezugfestigkeit: Ein Bruch bei maximal erreichbarer Biegezugfestigkeit liegt vor, wenn die Verstärkungsfaser keinen frühzeitigen Bruch durch Unterschreiten des kritischen Faserbiegeradiuses aufweist und die Faser unter Zug im Bereich der Einzelfaserbruchlast versagt.

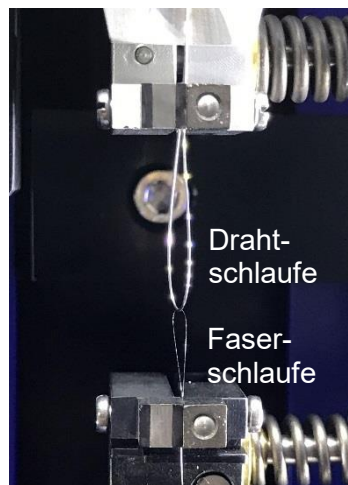


Abbildung 53: Bestimmung des kritischen Faserbiegeradiuses

Der analytische Ansatz, den kritischen Biegeradius für Glasfasern zu bestimmen, soll in einem experimentellen Faserschlaufen-Zugversuch überprüft werden. Dabei werden ebenso die Einflüsse aus der Metall-Faserinteraktion berücksichtigt. Aus den Einzelfaserzugversuchen ergeben sich die folgenden Bruchlasten für E-Glasfasern: $29,03 \text{ cN} \pm 5,5 \text{ cN}$.

Tabelle 14: Bruchlasten für Glasfasern im Faserschlaufen-Zugversuch

Glasfaser						
Drahtdurchmesser	d = 0,25 mm	d = 0,3 mm	d = 0,4 mm	d = 0,5 mm	d = 0,6 mm	d = 1,0 mm
Bruchlast	0 cN	8,8 cN ± 1,9 cN	30,2 cN ± 3,9 cN	51,7 cN ± 10,9 cN	50,8 cN ± 10,9 cN	52,3 cN ± 13,1 cN

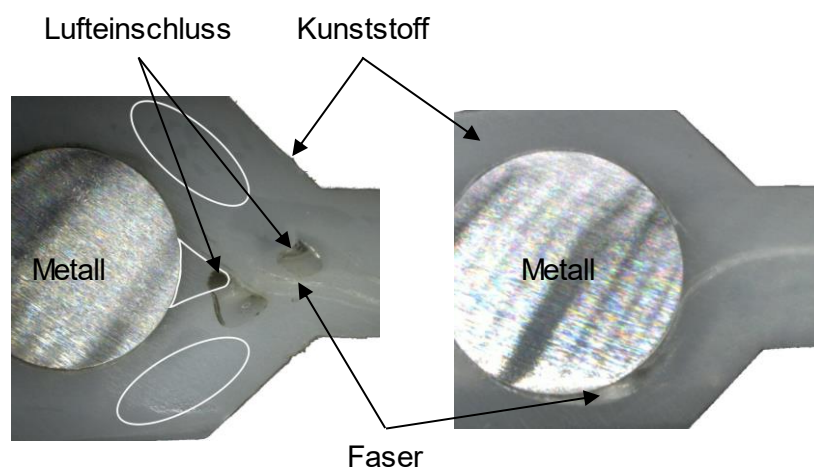
Die Ergebnisse aus dem Schlaufenzugversuch sind für die E-Glasfasern in Tabelle 14 aufgeführt. Der Biegeradius wird dabei über einen Stahldraht mit Durchmessern von 0,25 mm bis 1,0 mm variiert. Aus dem Zugversuch ergeben sich die Bruchlasten, bei denen die Faser unter Biegebelastung mit definiertem Biegeradius versagt. Aus den Ergebnissen geht hervor, dass im Bereich $> 0,5$ mm die Bruchlasten von ~ 50 cN entstehen. Diese liegen bereits deutlich über der Einzelfaserbruchlast, sodass von keinem frühzeitigen Sprödbruchversagen auszugehen ist. Bei einem Drahtdurchmesser von 0,4 mm liegen die Bruchlasten im Bereich der Einzelfaserbruchlast von ~ 30 cN. Bei weiterer Verringerung des Drahtdurchmessers auf $< 0,3$ mm lassen sich lediglich ~ 9 cN bzw. keine Lasten übertragen, sodass im Bereich $< 0,4$ mm von einem frühzeitigen Sprödbruchversagen ausgegangen werden kann.

Die Bruchlasten der Fasern bei Nicht-Erreichen des kritischen Biegeradiusses zeigen, dass diese zum Teil höher liegen als die Bruchlasten aus dem Einzelfaserzugversuch. Begründet liegt dies in der Kombination aus Zug- und Druckspannung im Biegebereich und ist laut *Issler* ein bekanntes Phänomen bei nicht-spröd versagenden Werkstoffen [121]. Die Ergebnisse zeigen bei einer Metall-Faserinteraktion einen kritischen Faserbiegeradius für E-Glasfasern im Bereich zwischen 0,15 mm ($d = 0,3$ mm) und 0,2 mm ($d = 0,4$ mm). Somit kann der analytische Ansatz aus Gl. 5.1 ebenfalls zur Bestimmung des kritischen Faserbiegeradiusses bei zusätzlicher Reib-Interaktion mit Metall verwendet werden.

5.4 Einfluss der Einspritzgeschwindigkeit

Die Einspritzgeschwindigkeit ist eine wesentliche Prozessgröße beim Spritzgießen und beeinflusst die Qualität der Spritzlinge. Durch höhere Einspritzgeschwindigkeiten werden höhere Scherkräfte erzeugt, wodurch auch die Viskositäten sinken (vgl. Abbildung 31). Auf Grund des komplexen Fließprozesses können beim Auftreffen auf Barrieren im Spritzgießwerkzeug Vorströmungen entstehen, die zu lokalen Lufteinschlüssen führen. Zur Festlegung einer Ein-

spritzgeschwindigkeit für das Umspritzen eines Metall-Faser-Übergangs wurden mit einem unverstärkten Polyamid 6 Proben hergestellt und mittels Mikroschliff ausgewertet. In Abbildung 54 ist für die Einspritzgeschwindigkeit $v = 50 \text{ cm}^3/\text{s}$ und $v = 25 \text{ cm}^3/\text{s}$ der Mikroschliff dargestellt. Es zeigt sich eine deutliche Lunkerbildung (Lufteinschlüsse) im Bereich hinter dem metallischen Einleger, die durch Vorströmeffekte der Schmelze entsteht. Durch eine Halbierung der Einspritzgeschwindigkeit auf $v = 25 \text{ cm}^3/\text{s}$ können diese Lufteinschlüsse vermieden und eine gleichmäßige Formfüllung erzeugt werden. Die Einspritzgeschwindigkeit von $25 \text{ cm}^3/\text{s}$ wird daher für die folgenden Untersuchungen festgelegt.



**Abbildung 54: Einfluss der Einspritzgeschwindigkeit auf die Probenqualität;
 $v = 50 \text{ cm}^3/\text{s}$ (links), $v = 25 \text{ cm}^3/\text{s}$ (rechts)**

6 Charakterisierung des hybriden Materialübergangs

Zur lastgerechten Gestaltung eines Metall-Kunststoffübergangs lassen sich gezielt Fasern in den Materialübergang integrieren. Die Prozessanalyse in Kapitel 5 hat gezeigt, dass sich einseitig fixierte Fasern in Fließrichtung integrieren und so gestreckt in den Kunststoff einbetten lassen. Dadurch werden Verstärkungsfasern prozessintegriert dort berücksichtigt, wo Belastungen im Materialübergang auftreten. Für den Nachweis der verbesserten Verbundeigenschaften eines Metall-Faser-Kunststoffübergangs erfolgt die Charakterisierung in Kapitel 6. Dazu werden die Verbundeigenschaften in Abhängigkeit der Prozess- und Materialparameter durch optische und mechanische Prüfungen qualitativ und quantitativ ermittelt und bewertet.

6.1 Faserimprägnierung

Der Imprägnierungsgrad von Fasern mit thermoplastischer Matrix ist ein wesentlicher Indikator für eine gute Kraftübertragung zwischen Matrix und Faser. Ein vollständig infiltriertes Fasertextil sorgt für eine maximale Lastübertragung.

Die wesentlichen Einflussgrößen auf das Imprägnierungsverhalten eines Fluids in ein permeables System sind bereits in Abschnitt 4.3.8 im theoretischen Zusammenhang dargestellt. In Tabelle 15 wurden die Einflussparameter hinsichtlich der Begünstigung der Imprägnierung bewertet. Somit sorgt eine geringe Packungsdichte für eine verbesserte Imprägnierung. Des Weiteren begünstigen ein hoher Filamentdurchmesser, eine hohe Faserbündelspreizung [122], eine hohe Oberflächenenergie, hohe Werkzeugtemperaturen sowie ein hoher Druck die Faserimprägnierung.

Tabelle 15: Einflussparameter auf die Imprägnierung

Materialparameter	Hohe Packungsdichte / hoher Faservolumengehalt	↓	Imprägnierung sinkt
	Hoher Filamentdurchmesser	↑	Imprägnierung steigt
	Hohe Faserbündelspreizung [122]	↑	Imprägnierung steigt
	Oberflächenvorbehandlung / Erhöhung der Oberflächenenergie	↑	Imprägnierung steigt
Prozessparameter	Erhöhung der Temperaturen (Einleger, Luft, Werkzeug) → Geringe Viskosität der Schmelze	↑	Imprägnierung steigt
	Erhöhung des Schmelzedrucks	↑	Imprägnierung steigt

Der Faserimprägnierungsgehalt lässt sich durch graphisch optische Auswertung der eingebetteten Fasertextilien bestimmen. Im Rahmen dieser Arbeit liegt dabei der Fokus auf dem Faservolumengehalt, der Faseroberflächenbehandlung durch Plasmabehandlung (vgl. Abschnitt 6.2.2) sowie auf dem Faseranteil im Spritzgusskunststoff. Die Packungsdichte der imprägnierten Glasfasern in Polyamid 6 wird durch Mikroschliffanalysen mit ~54 % ermittelt. Die hohe Permeabilität K der Faserrovings begünstigt demnach die Imprägnierung mit thermoplastischer Matrix.

In Abbildung 55 und Abbildung 56 sind Querschliffproben zur Imprägnierungsbewertung eines endlosfaserverstärkten Polyamid 6 sowie eines endlosfaserverstärkten Materialübergangs Metall-Polyamid 6 aufgeführt. Die Schliffproben zeigen eine sehr gute Matriximprägnierung von unbehandelten E-Glasfaserrovings. Ebenso zeigt der Materialübergang Metall-Kunststoff, dass durch die Temperierung des metallischen Einlegers auf Schmelztemperatur eine vollständige Imprägnierung erfolgt.

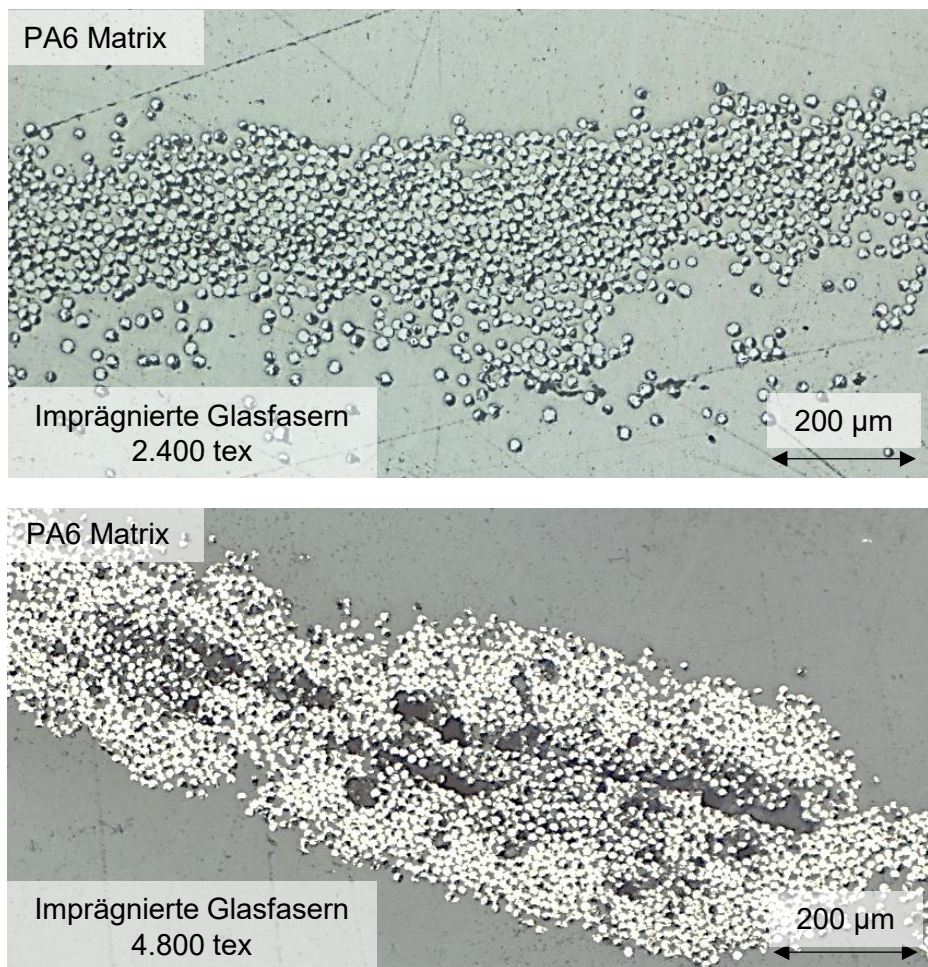


Abbildung 55: Imprägnierung von Glaserfasern im Spritzgießprozess

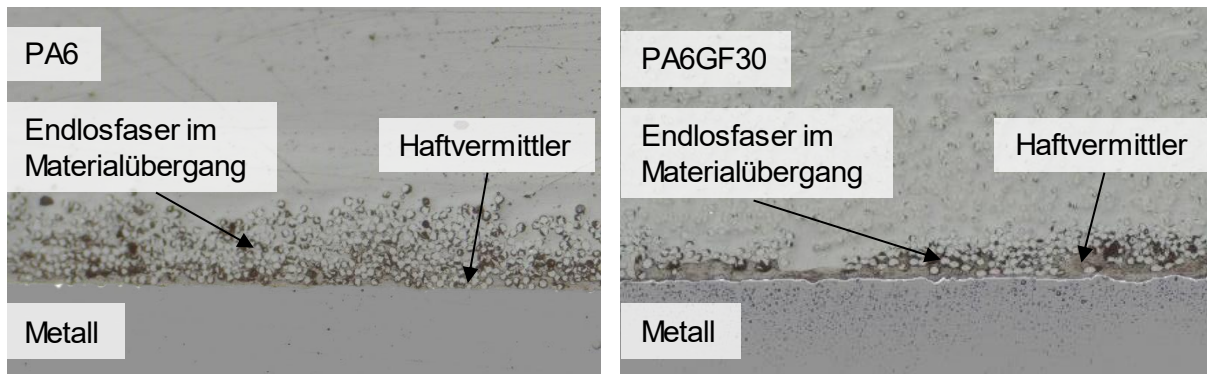


Abbildung 56: Imprägnierung im endlofaserverstärkten Materialübergang zwischen Metall und Kunststoff

Im Zuge der Direktimprägnierung von Glasfasern mit unverstärktem und kurzglasfaserverstärktem Polyamid 6 kommt es in Abhängigkeit der Materialparameter zu kleinen unimprägnierten Bereichen. Diese werden in Abbildung 57 in einem Bewertungssystem verglichen. Die Bewertung „sehr gut“ beschreibt ein vollständig imprägniertes Textil ohne Fehlstellen. Die Bewertung „gut“ beschreibt die vollständige Imprägnierung mit kleinen Freistellen im Randbereich des Faserfilaments. Die Bewertung „mittel“ beschreibt die nahezu vollständige Imprägnierung mit teilweise nicht imprägnierten Faserfilamenten.

Insgesamt zeigt sich eine insgesamt gute bis sehr gute Imprägnierung für Polyamid 6 und PA6GF30. Vor allem die plasmabehandelten Faserrovings zeigen teilweise eine verbesserte Imprägnierung. Der kurzglasfaserverstärkte Kunststoff PA6GF50 zeigt hingegen nur eine mittlere bis gute Imprägnierung. Hier behindern vor allem die hohe Viskosität sowie der hohe Faseranteil die Imprägnierung. Aufgrund des hohen Faseranteils kommt es im Imprägnierungsprozess zu Faseranhäufungen an dem zu imprägnierenden Textil. Dadurch findet eine Faser-Matrix-Entmischung statt, die einen hohen Fließwiderstand sowie eine Kompaktierung des Textils erzeugt, sodass die Imprägnierfähigkeit herabgesetzt wird.

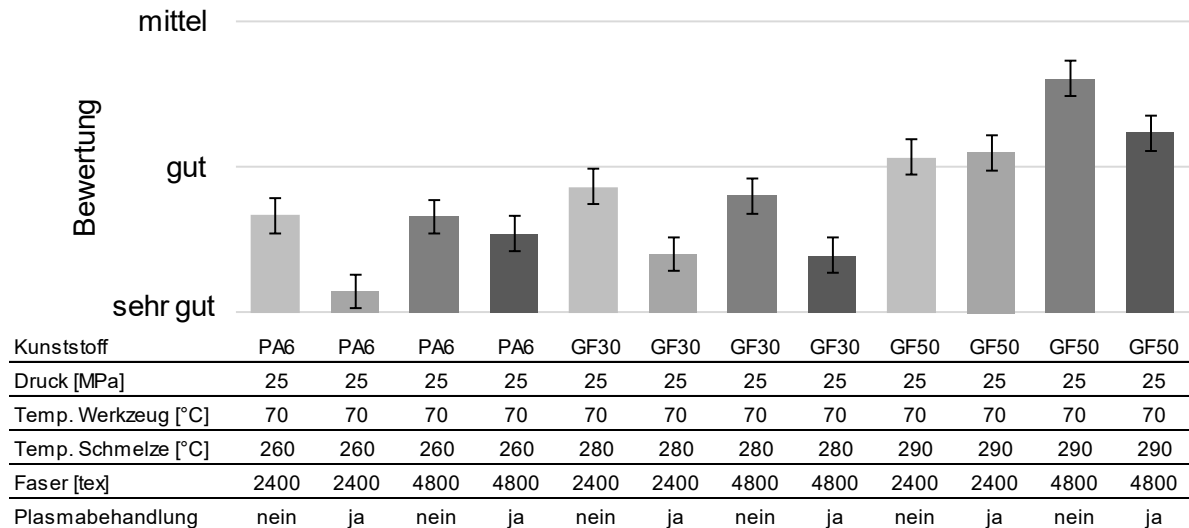


Abbildung 57: Faser-Matrix-Imprägnierung von E-Glasfasern mit Polyamid 6 im Spritzguss, n = 5

Für den Materialübergang Metall-Faser-Kunststoff kann bei Temperierung des metallischen Einlegers auf Schmelztemperatur des Kunststoffs in sämtlichen Versuchen eine vollständige Imprägnierung für Faservolumengehälter bis 4.800 tex festgestellt werden. Die lässt sich mit der aktiven Temperierung des metallischen Einlegers auf Schmelztemperatur des Kunststoffs begründen. Das Heißluftsystem kann im Rahmen der Versuche noch nicht als zielführend bewertet werden und wird für die weiteren Untersuchungen zur Verbundfestigkeit nicht weiter berücksichtigt.

6.2 Verbundfestigkeit

Im vorliegenden Unterkapitel wird der Metall-Faser-Kunststoff-Übergang sowie der endlosfaserverstärkte Kunststoff charakterisiert. Dazu werden die mechanischen und thermischen Einflüsse in zerstörenden Prüfverfahren wie Zug- und Druckprüfungen abgebildet. Ein Abgleich der Struktureigenschaften erfolgt in einer durchgängigen Prozesssimulation. Ebenfalls Bestandteil der Charakterisierung ist die Kenntnis des Einflusses der atmosphärischen Plasmavorbereitung der Fasern auf die Verbundfestigkeit.

6.2.1 Charakterisierung der Fasertextilien

Einzel-Faserverzugversuch

Der Einfluss von Faservorimprägnierung und Faservorbereitung soll im vorliegenden Abschnitt hinsichtlich der Festigkeit bewertet und für die weiteren Untersuchungen vorbewertet werden. In einem Einzelrovingzugversuch werden

zunächst die Bruchlasten der Glasfaserrovings ermittelt. Der verwendete Glasfaserroving mit 1.200 tex und einem Filamentdurchmesser von $16\ \mu\text{m}$ besitzt vom Hersteller ein Faserfinish für die Weiterverarbeitung mit Polyamid 6, um neben der besseren Handhabung auch die Vorteile hinsichtlich der Ausbildung adhäsiver Kräfte zu nutzen. Im Zuge der Versuche wird das Atmosphärendruck-Plasmaverfahren mit einer Leistung von 1 kW und zwölf Behandlungszyklen eingesetzt. Im Zuge der Plasmabehandlung zeigt sich in XPS-Messungen eine Erhöhung des Siliziumoxid- und Sauerstoffanteils sowie eine Reduzierung des Kohlenstoffgehalts. Somit kann von einem deutlichen Reinigungseffekt durch das Plasma an der Faseroberfläche ausgegangen werden [123].

In Abbildung 58 sind der Prüfaufbau sowie die Bruchlasten für den unbehandelten sowie plasmabehandelten E-Glasfaserroving dargestellt. Der E-Glasfaserroving besitzt im unbehandelten Zustand Bruchlasten von $\sim 300\ \text{N}$. Der plasmabehandelte Faserroving zeigt lediglich Bruchlasten von $\sim 140\ \text{N}$. Im Zuge der Plasmabehandlung wird das im Faserherstellungsprozess aufgetragene Faserfinish teilweise entfernt und die Oberflächen der Glasfaserfilamente gereinigt. Dadurch wird die Stützfunktion der einzelnen Faserfilamente durch die Reduzierung des Faserfinishes herabgesetzt, sodass die Faserfilamente besser aneinander gleiten können. Das Fasergleiten zeigt sich ebenso in den geringeren Bruchlasten des Faserrovings. Auf Grund der Stützfunktion des Faserfinishes werden die Lasten gleichmäßig über die Filamente verteilt, wohingegen bei den gereinigten Faserrovings keine Stützfunktion vorliegt und einzelne Filamente frühzeitig versagen. Der Einfluss der Festigkeiten von unbehandelten und plasmabehandelten Glasfasern im direktimprägnierten Kunststoffverbund wird im folgenden Abschnitt behandelt.

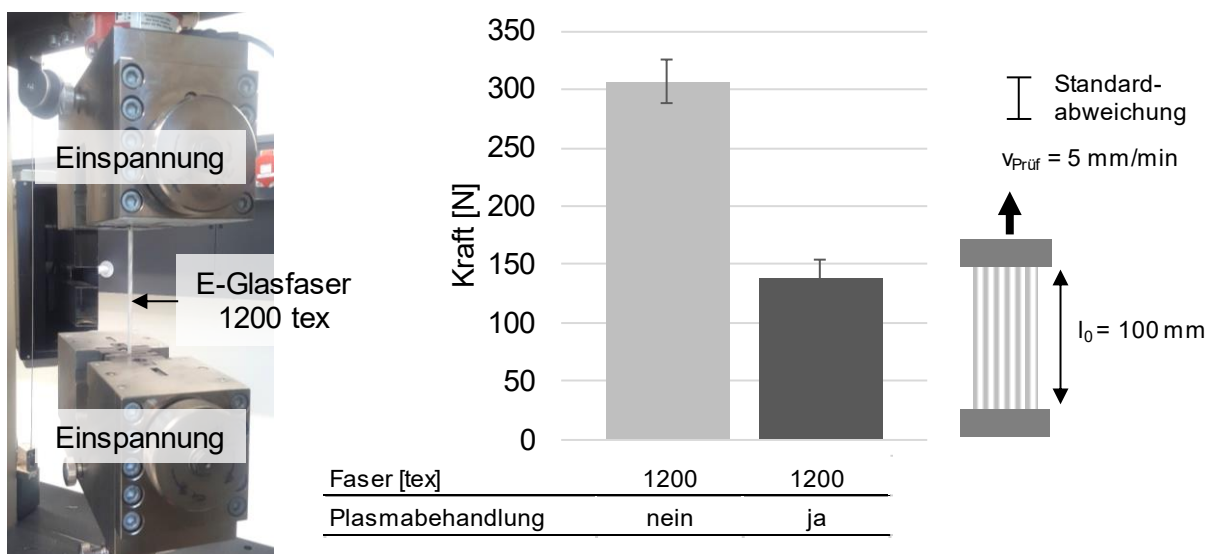


Abbildung 58: Einzelrovingzugversuch für E-Glasfasern mit 1200 tex, $n = 5$

6.2.2 Charakterisierung des endlosfaserverstärkten FVKs

Zur Ermittlung der Verbundfestigkeiten von endlosfaserverstärkten FVK und des hybriden Materialübergangs Metall-Faser-Kunststoff wird die Probengeometrie aus Abbildung 37 verwendet und nach dem Aufbau in Abbildung 59 in einer Zugprüfmaschine ZwickRoell Z50 geprüft. Die Metallhülse wird dazu fest in der unteren Einspannung gelagert. Mit einer freien Einspannlänge von $l_0 = 40$ mm wird der Kunststoff in der oberen Einspannung fixiert. Sämtliche Prüfungen werden nach DIN EN ISO 291 bei einer Raumtemperatur von 23 °C und einer Raumfeuchte von 50 % konditioniert und durchgeführt.

Der wesentliche Unterschied zur Charakterisierung des reinen endlosfaserverstärkten Kunststoffs und des Materialübergangs Metall-Faser-Kunststoff besteht in dem Materialquerschnitt im Bereich der Metallhülse. In der Prüfposition FVK (vgl. Abbildung 36a) beträgt der Kunststoffquerschnitt 4 mm x 20 mm und in der Prüfposition M-F-K (vgl. Abbildung 36b) beträgt der Kunststoffquerschnitt 1,5 mm x 20 mm. Dadurch lässt sich die Bruchinitiierung in der Probe einstellen.

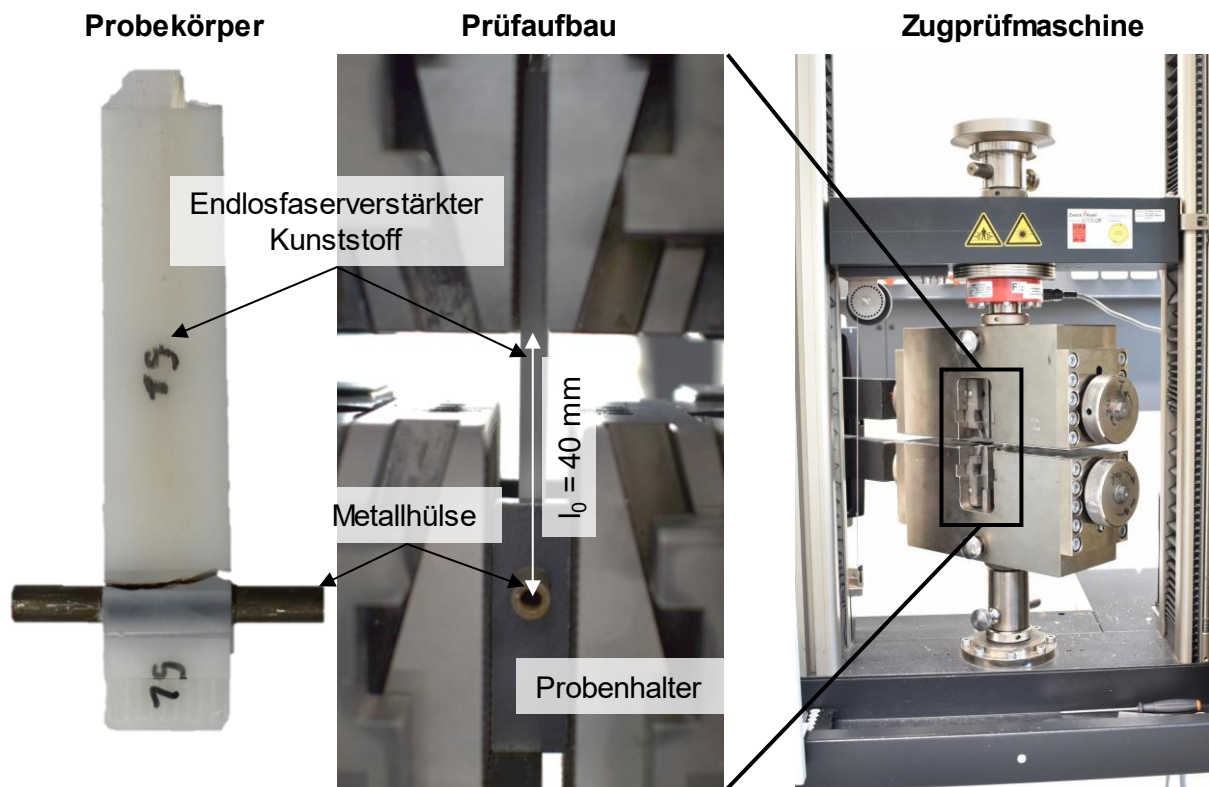


Abbildung 59: Prüfaufbau von endlosfaserverstärkten Kunststoffen und des hybriden Materialübergangs

Einfluss unbehandelter und plasmabehandelter Glasfasern auf die Verbundfestigkeit im spritzgegossenen Kunststoffverbund

Zur Analyse der Verbundeigenschaften von unbehandelten und plasmabehandelten Glasfaserrovings im spritzgegossenen Verbund mit Polyamid 6 werden Zugprobekörper hergestellt. Die Zugprobekörper werden mit dem Spritzgießwerkzeug aus Unterkapitel 2.2.3 „Werkzeugkonzept zur Herstellung einer definierten Lage“ gefertigt. Als Spritzgusskunststoff wird Polyamid 6 als unverstärktes, 30 %_M sowie 50 %_M kurzglasfaserverstärktes Granulat eingesetzt. Für die Plasmavorbehandlung sowie für den Spritzgießprozess werden die jeweiligen Standardparameter eingesetzt.

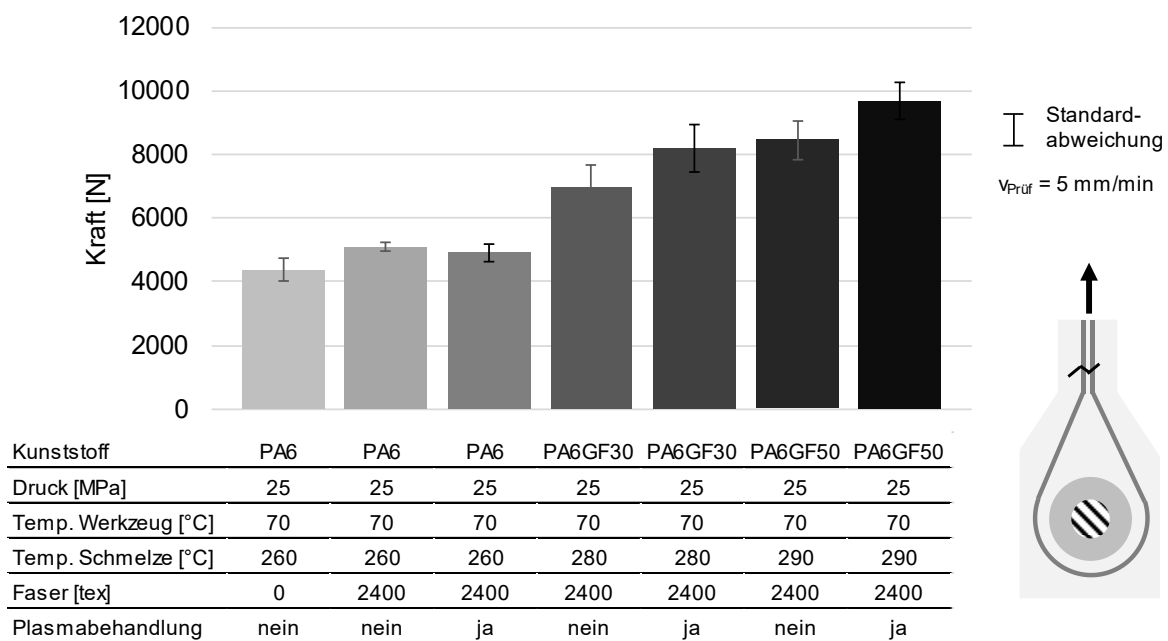


Abbildung 60: Bruchlasten im endlosfaserverstärkten (FV)K, unbehandelte und plasmabehandelte Glasfasern in PA6(GF), n = 5

Bei der Faserintegration in PA6 ist der Unterschied zwischen unbehandeltem Roving und plasmabehandeltem Roving aus den Bruchlasten auf einem Kraftniveau von 5.000 N. Im Vergleich zum unverstärkten PA6 ergibt sich dabei ein Kraftzuwachs von etwa 600 N. Dieser Kraftzuwachs entspricht der doppelten Rovingbruchlast, die im Einzelrovingzugversuch ermittelt wurde. Die geringe Viskosität des unverstärkten PA6 zeigt also eine gute Imprägnierung sowie ausreichende Faser-Matrix-Haftung unabhängig von der Faservorbehandlung. Dies konnte auch bereits in Unterkapitel 6.1 gezeigt werden.

Die Endlosfaserintegration bei 30 %_M (PA6GF30) und 50 %_M (PA6GF50) zeigen eine deutliche Steigerung der Bruchlasten zwischen einer unbehandelten und einer plasmabehandelten Endlosfaserverstärkung. So erhöhen sich die Bruchlasten bei PA6GF30 von 6.980 N auf 8.200 N und bei PA6GF50 von 8.450 N auf 9.690 N. Dies entspricht einem Kraftzuwachs von 1.220 N und 1.240 N. Auf

Grund höherer Oberflächenenergien und poröserer Struktur der Glasfasern kann die höher viskose Schmelze besser in den Faserzwischenraum infiltrieren, sodass neben der besseren adhäsiven Anbindung und der höheren Faser-Matrix-Imprägnierung höhere Bruchlasten erzielt werden können. Dieser Zusammenhang konnte auch bereits in Abbildung 57 gezeigt werden. Dabei zeigte die Imprägnierung von plasmabehandelten Glasfasern eine verbesserte Imprägnierung im Vergleich zu unbehandelten Glasfasern.

Einfluss der Prozess-, Werkzeug- und Materialparameter auf die Verbundfestigkeit im spritzgegossenen endlofaserverstärkten Kunststoffverbund

Die nachfolgenden Untersuchungen zeigen den Einfluss des Nachdrucks, der Werkzeugtemperatur sowie des Faservolumenanteils auf die Verbundfestigkeit von spritzgegossenen endlofaserverstärkten Kunststoffen. Wie bereits in Gl. 4.37 gezeigt, besitzen der Imprägnierungsdruck p und die Viskosität η , die wiederum abhängig von der Werkzeugtemperatur ist, einen wesentlichen Einfluss auf die Mikroimprägnierungszeit. Dieser Einfluss soll im Folgenden gezeigt werden.

In Abbildung 61 sind die Bruchlasten in Abhängigkeit des Nachdrucks aufgeführt. Bei einem Nachdruck von 5 MPa werden Bruchlasten von knapp 5.000 N erreicht. Bei einem Nachdruck von 25 MPa steigt die Bruchlast um 100 N auf 5.100 N und bei weiterer Erhöhung auf 50 MPa auf ~5.250 N. In den Ergebnissen ist ein deutlicher Trend der Kraftsteigerung zu sehen, jedoch zeigt auch die Standardabweichung, dass vor allem die Nachdrücke 5 MPa und 25 MPa nahezu vergleichbare Ergebnisse liefern.

Im Zuge der Formfüllung stellt sich bereits ein Spritzdruck von 30 MPa ein, so dass bei einer 99 % Formfüllung auf den Nachdruck umgeschaltet wird. Somit erfolgt ein wesentlicher Teil der Imprägnierung bereits während der Formfüllung. Der Einfluss der weiteren Druckerhöhung im Nachdruck wird jedoch bei 50 MPa deutlich.

In Abbildung 62 sind die Bruchlasten in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur aufgeführt. Bei einer Werkzeugtemperatur von 70 °C wird eine mittlere Bruchlast von 5.100 N erreicht, wohingegen bei einer Werkzeugtemperatur von 100 °C und unveränderten Prozess- und Materialparametern bereits 5.200 N erreicht werden. Die geringeren Standardabweichungen stützen die Erkenntnis der Kraftsteigerung durch höhere Werkzeugtemperaturen. Die Kraftsteigerung lässt sich zum einen auf die verbesserte Imprägnierung infolge niedrigerer Viskositäten zurückführen. Zum anderen entsteht durch langsame Abkühlprozesse

ein hoher kristalliner Anteil im Polyamid und führt somit zu einer höheren Festigkeit.

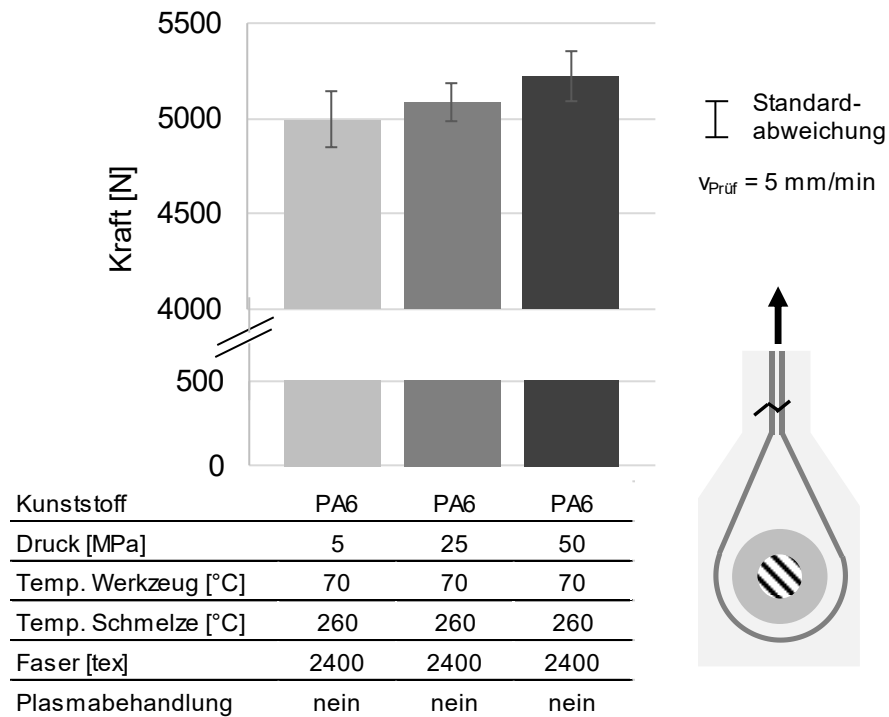


Abbildung 61: Bruchlasten im endlosfaserverstärkten Kunststoff unter Einfluss des Nachdrucks, $n = 5$

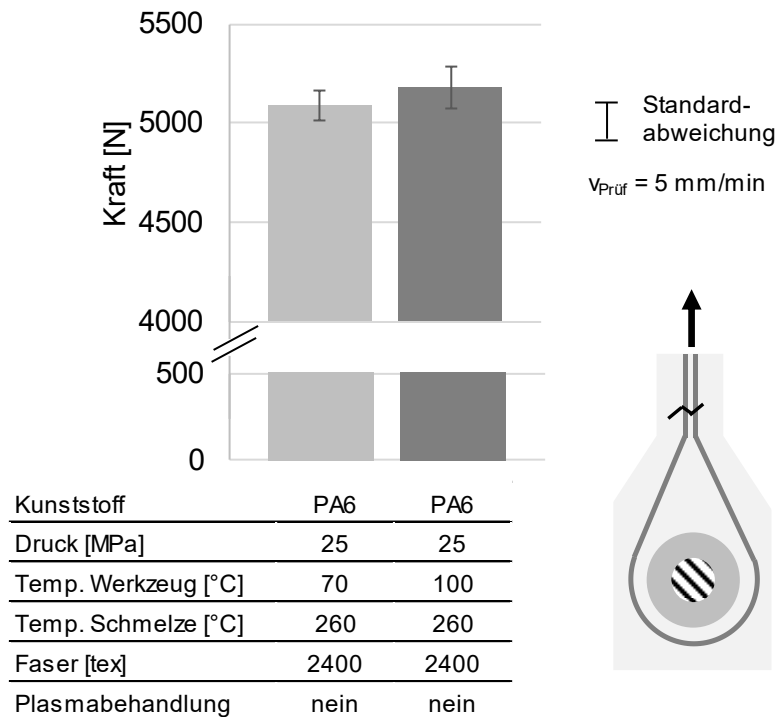


Abbildung 62: Bruchlasten im endlosfaserverstärkten Kunststoff unter Einfluss der Werkzeugtemperatur, $n = 5$

In Abbildung 63 sind die Bruchlasten in Abhängigkeit des Faservolumengehalts aufgeführt. Untersucht wird dabei ein unverstärkter sowie zwei endlosfaserverstärkte Polyamid 6 mit einem E-Glasfaseranteil von 2.400 tex und 4.800 tex. Der unverstärkte Polyamid 6 erreicht eine Bruchlast von 4.300 N, wohingegen der endlosfaserverstärkte Polyamid 6 mit 2.400 tex in einem Querschnitt von 4 mm x 20 mm eine Bruchlast von 5.050 N erreicht. Dies entspricht einer Kraftsteigerung von 750 N und liegt deutlich über der Einzelrovingbruchlast von 600 N (2 x 300 N (1.200 tex)). Bei weiterer Erhöhung des Faservolumengehalts auf 4.800 tex lässt sich die Bruchlast auf 5.700 N steigern. Die Ergebnisse zeigen, dass die prozessintegrierten Endlosfasern einen deutlichen Festigkeitszuwachs erzeugen und somit sehr gut in den Verbund eingebettet werden.

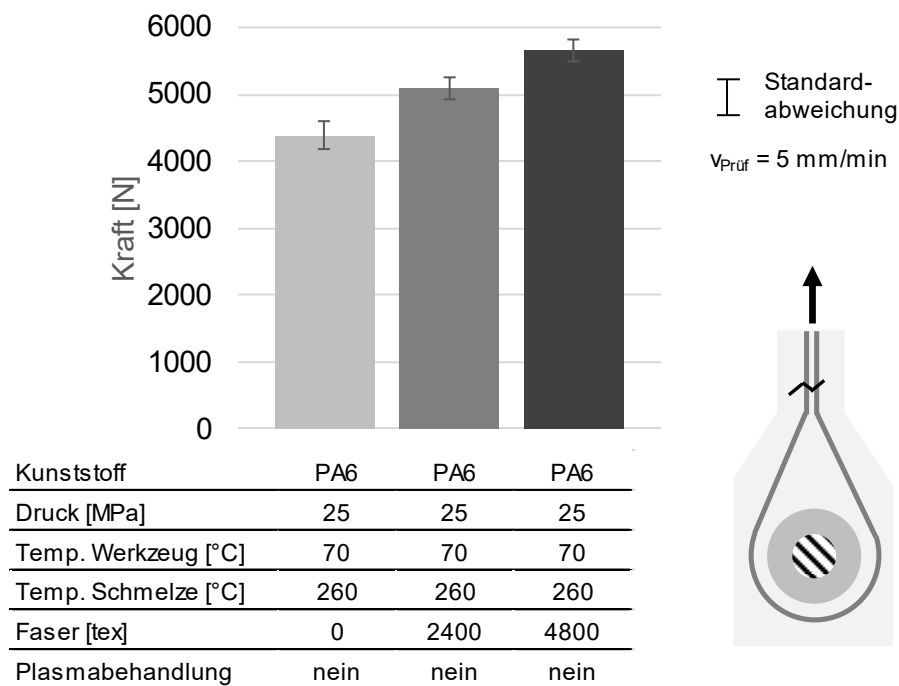


Abbildung 63: Bruchlasten im (endlosfaserverstärkten) Kunststoff unter Einfluss des Faseranteils, n = 5

6.2.3 Charakterisierung des endlosfaserverstärkten Metall-Kunststoff-übergangs

Bei dem Umspritzen von metallischen Strukturen zur Gestaltung von hybriden Materialübergängen, bestehend aus Metall und Kunststoff, treten bei Scherbelastung im Bereich der Grenzfläche hohe Spannungen auf (vgl. Abbildung 20). Eine lastgerechte Auslegung sieht daher in diesem Bereich eine lokal höhere Materialsteifigkeit vor, indem gerichtete Verstärkungsfasern eingesetzt werden. Ein geringer Faservolumeneinsatz im Grenzvolumen Metall-Kunststoff soll dazu

die Verbundfestigkeit bereits signifikant erhöhen. Dies gilt es im Folgenden unter Berücksichtigung der Material- und Prozesseinflüsse zu untersuchen.

Die Probenfertigung erfolgt mit der Werkzeuggeometrie aus Abbildung 38. Im Gegensatz zur Probengeometrie, die für die Untersuchung der FVK-Festigkeit genutzt wird, besitzen die Proben zur Untersuchung der Festigkeit im Materialübergang einen reduzierten Querschnitt. Die Proben besitzen demnach einen Gesamtquerschnitt von 7,5 mm x 20 mm und somit einen endlosfaserverstärkten FVK-Querschnitt von 1,5 mm x 20 mm, da der metallische Rundstab bereits einen Durchmesser von 6 mm besitzt. Durch die Querschnittsverringerung wird ein Flankenbruch hervorgerufen, der es erlaubt, eine Material- und Prozessparameterbewertung für den Materialübergang Metall-Faser-Kunststoff vorzunehmen. In Abbildung 64 ist ein Flankenbruch am Beispiel von PA6GF30 mit einem prozessintegrierten Faserroving (2.400 tex) dargestellt.

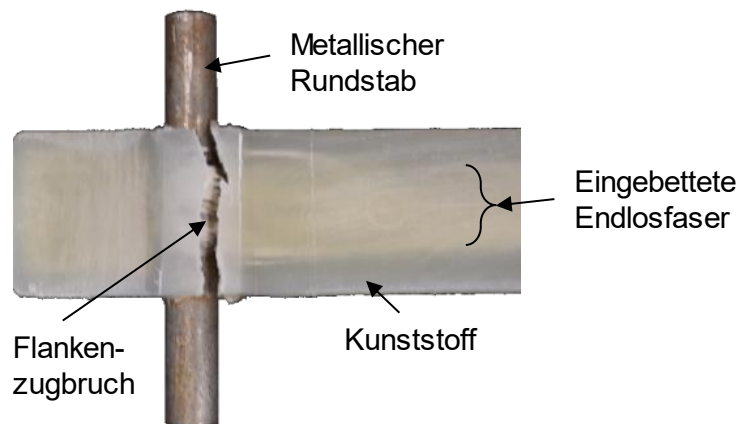


Abbildung 64: Flankenbruch am Beispiel von PA6GF30

Aus dem Bruchbild wird deutlich, dass im Vergleich zu Abbildung 59 (links), der Bruch in den Flanken und somit im verringerten Querschnitt auftritt. Dadurch lassen sich die Bruchlasten direkt auf den Materialübergang Metall-Faser-Kunststoff beziehen. Des Weiteren wird durch die metallnahe Positionierung der Endlosfasern der Spannungsverlauf nach Abbildung 20 begünstigt, indem an der Position der Krafteinleitung von Metall in den Kunststoff gezielt der Übergang durch die Endlosfasern verstärkt wird.

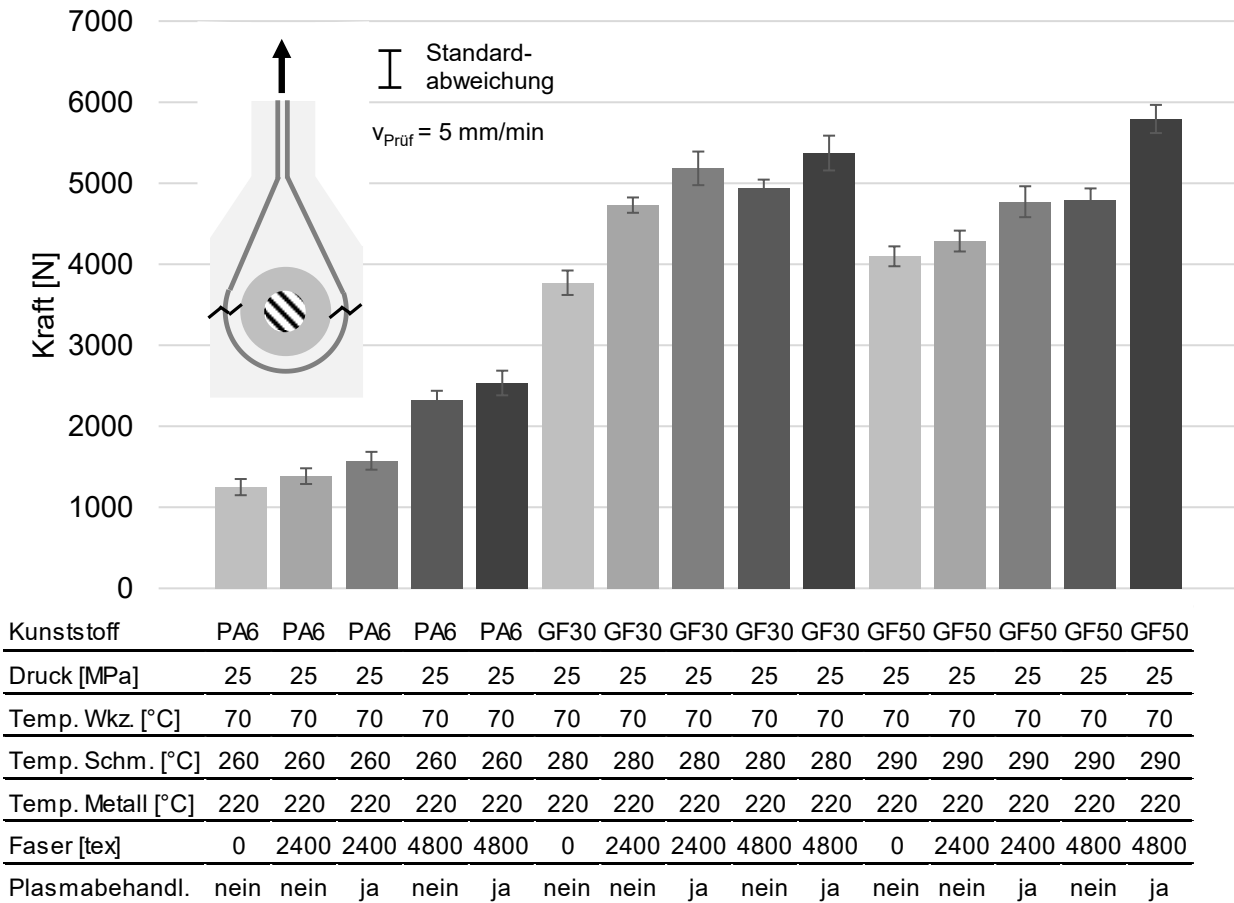


Abbildung 65: Bruchlasten der Metall-Faser-Kunststoffübergänge für (faserverstärkten) PA6 in Abhängigkeit der Materialparameter, n = 5

In Abbildung 65 sind die Bruchlasten in Abhängigkeit des Kunststoffs, des Faservolumengehalts sowie der Vorbehandlung für den Materialübergang Metall-Faser-Kunststoff aufgeführt. Dabei beziehen sich die Lasten wie eingangs erwähnt auf einen Querschnitt von 1,5 mm x 20 mm. Die angegebenen Fasergehalte (tex) beziehen sich dabei auf die im Bruch befindlichen Fasern. Daraus folgt, dass die Integration eines Glasfaserrovings mit 1.200 tex bei einem Flankenbruch mit zwei Bruchflanken einem effektiven Faseranteil von 2.400 tex entsprechen.

Der unbehandelte PA6 erreicht bei einem Flankenbruch eine Bruchlast von 1.250 N. Die Endlosfaserverstärkung (2.400 tex) im Materialübergang erhöht dabei die Bruchlast auf 1.400 N, wohingegen plasmavorbehandelte Glasfasern eine weitere Laststeigerung auf 1.600 N ermöglichen. Die Integration von Glasfaserrovings mit 4.800 tex erreicht dabei im faserunbehandelten Zustand eine Bruchlast von 2.300 N und im plasmabehandelten Zustand 2.500 N. Somit kann die Integration von lastorientierten Glasfasern (4.800 tex) die Festigkeit im Materialübergang verdoppeln.

Der PA6GF30 erreicht bei einem Flankenzugbruch eine Bruchlast von 3.750 N. Die Endlosfaserverstärkung (2.400 tex) im Materialübergang erhöht die Bruchlast auf 4.700 N (unbehandelt) und auf 5.200 N (plasmabehandelt). Des Weiteren erreicht die Endlosfaserverstärkung (4.800 tex) eine Bruchlast von 4.950 N (unbehandelt) und 5.400 N (plasmabehandelt).

Der PA6GF50 erreicht bei einem Flankenzugbruch eine Bruchlast von 4.100 N. Die Endlosfaserverstärkung (2.400 tex) im Materialübergang erhöht die Bruchlast auf 4.300 N (unbehandelt) und auf 4.750 N (plasmabehandelt). Des Weiteren erreicht die Endlosfaserverstärkung (4.800 tex) eine Bruchlast von 4.800 N (unbehandelt) und 5.800 N (plasmabehandelt).

Zusammenfassung der Festigkeitssteigerung im Materialübergang durch Endlosfaserverstärkung:

- Bei unverstärktem Polyamid 6 lässt sich die Festigkeit mit E-Glasfasern (4.800 tex) um 100 % steigern.
- Bei 30 % kurzglasfaserverstärktem Polyamid 6 lässt sich die Festigkeit mit E-Glasfasern (4.800 tex) um 44 % steigern.
- Bei 50 % kurzglasfaserverstärktem Polyamid 6 lässt sich die Festigkeit mit E-Glasfasern (4.800 tex) um 41 % steigern.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Endlosfaserverstärkung eine deutliche Festigkeitssteigerung im Materialübergang hervorruft. Vor allem die Integration in den unverstärkten Polyamid 6 und den 30 % kurzglasfaserverstärkten Polyamid 6 zeigen das deutliche Steigerungspotential. Auch der 50 % kurzglasfaserverstärkte Polyamid 6 zeigt das Steigerungspotential. Hier zeigt sich vor allem der Vorteil der Plasmabehandlung, welche die Haftung von Faser und Matrix begünstigt.

6.2.4 Simulative Untersuchungen zum Spannungsverhalten

Das Spannungsverhalten in hybriden Materialübergängen sowie im Kunststoff selbst, lässt sich maßgeblich durch die Endlosfaserintegration verändern. Mit FEM-Berechnungen lassen sich die Spannungen durch numerische Verfahren auflösen, um somit die veränderte Spannungs- und Lastverteilung zu verstehen. Beim Umspritzen von metallischen Komponenten mit Kunststoff treten unter Lastbeaufschlagung in der Probe bzw. im Bauteil Lochleibungseffekte auf. Diese sorgen für eine Lochaufweitung sowie für eine lokale Spannungsüberhöhung.

In diesem Abschnitt werden dazu ein unverstärkter Polyamid 6 im unverstärkten und im endlosfaserverstärkten Materialübergang experimentell und numerisch

untersucht. In Tabelle 16 und Tabelle 17 sind die Materialparameter von Polyamid 6 und E-Glasfasern aufgelistet, die zur Implementierung in das elastisch-plastische Materialmodell verwendet werden.

Tabelle 16: Materialparameter von PA6, 23 °C (konditioniert) [112]

Material	E-Modul [MPa]	Querkontraktionszahl [-]
PA6	1.200	0,37
Plastische Dehnung [-]	Fließspannung [MPa]	
0	10,25	
0,00178	12,84	
0,00578	18,03	
0,09780	22,24	
0,01378	25,45	
0,01778	27,76	
0,02178	29,34	
0,02578	30,44	
0,02978	31,41	
0,03378	32,71	

Zur Berücksichtigung der Materialeigenschaften der prozessintegrierten konsolidierten Faserrovings im Spritzgießen wird die Materialcharakterisierung an Glasfasertapes mit gleicher Matrix und gleichem Faservolumengehalt durchgeführt. In einer dynamisch mechanischen Analyse (DMA) wird der Elastizitätsmodul an Proben mit 55 mm x 10 mm x 2 mm in einer quasistatischen Dreipunktbiegung (1 Hz) mit 0° und 90° Faserorientierung bestimmt. Die Zugfestigkeit wird in einem quasistatischen Zugversuch ermittelt. Die Materialkennwerte der unidirektionalen konsolidierten Fasertapes werden in einem linear-elastischen Materialmodell in *Abaqus*® zusammengefasst.

Tabelle 17: Materialeigenschaften von Fasern und Fasertapes, 23 °C (konditioniert)

Material	E-Modul [MPa] 0° / 90 °	Festigkeit [MPa]
E-Glasfasertape (PA6)	23.580 / 3.000 (gemessen in DMA)	690 (gemessen im Zugversuch)

Die Randbedingungen im FE-Modell sind identisch mit den experimentellen Randbedingungen und berücksichtigen eine feste Einspannung am metallischen Rundstab sowie eine freie Länge von 40 mm zwischen Einspannung des Kunststoffes und Rundstabmitte (vgl. Abbildung 59). Der Spannungsverlauf im hybriden Materialübergang ist in Abbildung 66 dargestellt.

Das Ergebnis des unverstärkten Materialübergangs (Abbildung 66, links) zeigt deutlich die Spannungsüberhöhung im Bereich der Lochaufweitung. Durch die in Lastrichtung integrierte Endlosfaserverstärkung (Abbildung 66, rechts) werden die Spannungen gezielt in die steifere Glasfaser abgetragen, wodurch der Kunststoff entlastet wird.

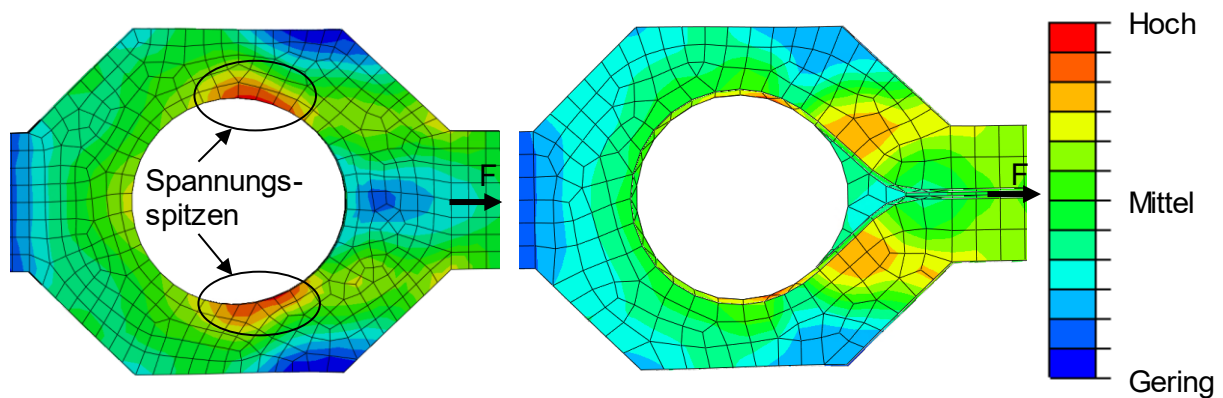


Abbildung 66: Spannungsverteilung im hybriden Materialübergang Metall-Kunststoff (links); Metall-Faser-Kunststoff (rechts)

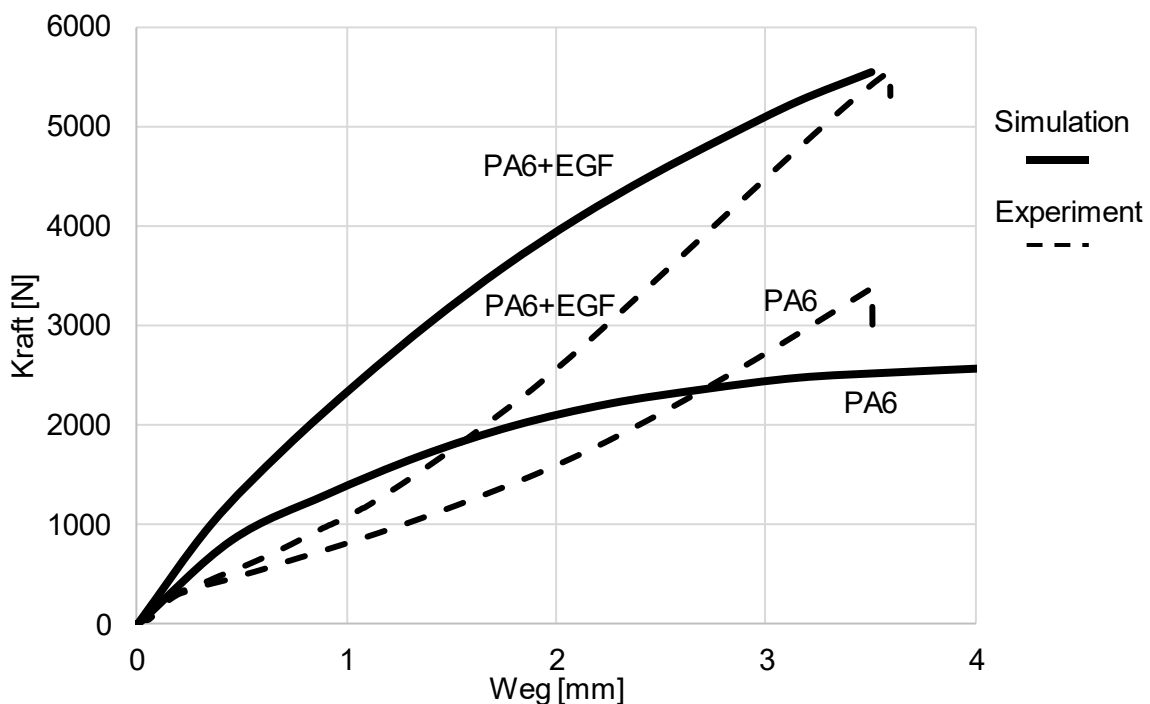


Abbildung 67: Experimenteller und simulativer Vergleich von PA6 und endlosfaserverstärktem PA6 im Kraft-Weg-Diagramm

Die Spannungsverschiebung vom Kunststoff in die Endlosfaser kann durch den Kraft-Weg-Verlauf in Abbildung 67 belegt werden. Hier zeigt sich in der Simulation ein deutlich steiferes und festeres Materialverbundverhalten bei den endlosglasfaserverstärkten PA6 (PA6+EGF) Proben. Das Experiment zeigt im Vergleich zur Simulation ein eingangs weicherer Materialverhalten, welches bei weiterer Dehnung deutlich steifer wird. Die Ursache dafür liegt in der Modellierung des Materialübergangs zwischen Faser und Kunststoff, der im FE-Modell als ideal steif angenommen wird. Das Experiment und die nicht idealisierte Haftung zwischen Faserfilamenten und Kunststoff lassen mehr Relativbewegung zwischen Faser und Matrix zu, wodurch sich eine Versteifung des Übergangs über die Dehnung bzw. Auslenkung ergibt. Die Gesamtfestigkeiten sind vor allem für den endlosfaserverstärkten Materialübergang PA6+EGF in Simulation und Experiment vergleichbar.

6.3 Thermischer Einfluss auf die Scherfestigkeit

Thermoplaste weisen ein stark temperaturabhängiges Materialverhalten auf, welches vor allem bei niedrigen Temperaturen zu einer höheren Festigkeit und einer geringeren Bruchdehnung sowie bei höheren Temperaturen zu einer geringen Festigkeit und höheren Bruchdehnung führt. Im entwickelten Metall-Faser-Kunststoff-Übergang werden Endlosfasern im Materialübergang berücksichtigt, die eingebettet in den Kunststoff eine deutlich geringere Temperaturabhängigkeit erwarten lassen.

Zur Charakterisierung des thermischen Einflusses auf die Verbundfestigkeit des hybriden Materialübergangs wird eine zerstörende Prüfung unter Temperatureinfluss durchgeführt. Der Prüfkörper wird unter Scherung in dem hybriden Materialübergang belastet, indem ein Drehmoment aufgeprägt wird.

Die Prüfung erfolgt an einer Zugprüfmaschine ZwickRoell Z50 mit Temperierkammer. Der Prüfaufbau ist in Abbildung 68 dargestellt. Durch die weggesteuerte Prüfung wird die Kraft am Stempel F_{Stempel} sowie die Auslenkung in der Scherspannung zusammengefasst. Um die Scherfestigkeit σ_{Scher} in der rotatorischen Grenzfläche messen zu können, wird der Prüfkörper mit einer metallischen Schiene versteift. Dadurch lässt sich die Verschiebung direkt auf die rotatorische Verschiebung in der Scherzone übertragen. Die Scherzone besitzt eine Fläche von $A_{\text{Scher}} = 377 \text{ mm}^2$ und setzt sich aus der Probenbreite von $b_{\text{Hülse}} = 20 \text{ mm}$ und aus dem Umfang von $2 \cdot \pi \cdot r_{\text{Hülse}} = 18,84 \text{ mm}^2$ zusammen. Der Radius der metallischen Hülse beträgt $r_{\text{Hülse}} = 3 \text{ mm}$. Der Hebelarm des Stempels l_{Stempel} beträgt 28 mm.

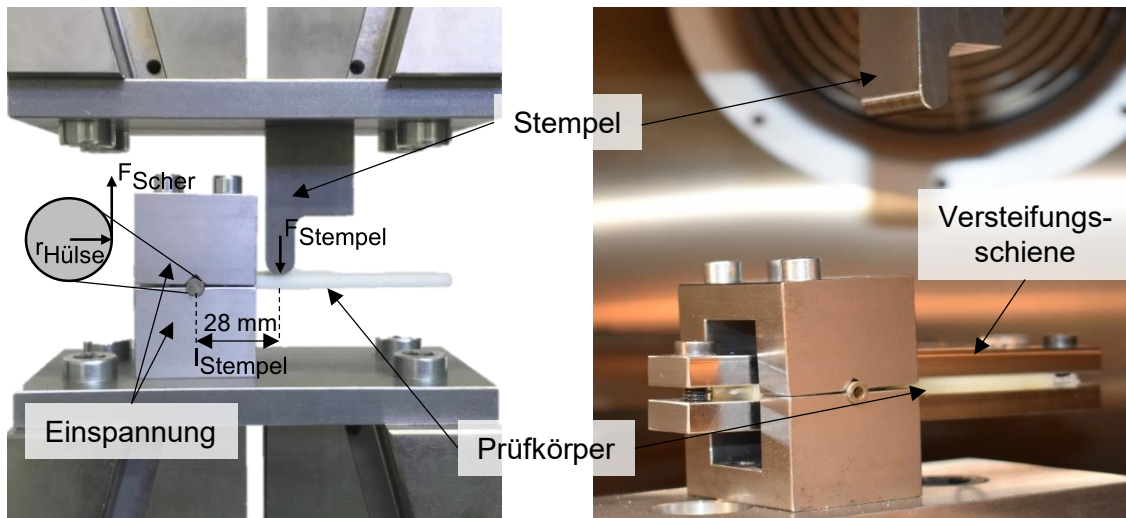


Abbildung 68: Prüfaufbau zur Messung der Scherfestigkeit im Materialübergang

Die Probenherstellung erfolgt mit den Prozessstandardparametern:

- Temperatur des metallischen Einlegers (Hülse): 220 °C
- Temperatur der Kavität im Spritzgießen: 70 °C

$$\sigma_{\text{Scher}} = \frac{F_{\text{Scher}}}{A_{\text{Scher}}} = \frac{F_{\text{Stempel}} \cdot l_{\text{Stempel}}}{2 \cdot \pi \cdot r_{\text{Hülse}} \cdot b_{\text{Hülse}}} \quad \text{Gl. 6.1}$$

Die gemessenen Kräfte F_{Stempel} werden mit der Gleichung 6.1 in die Scherfestigkeit σ_{Scher} umgerechnet und sind im Folgenden dargestellt.

Die Ergebnisse des Rotationsversuchs zur Ermittlung der Scherfestigkeit bei Prüftemperaturen von -40 °C, 20 °C und 80 °C sind in Abbildung 69 bis Abbildung 71 dargestellt. Als Werkstoffe wurden PA6, PA6GF30 und PA6GF50 sowie E-Glasfasern als Endlosfaserroving (1.200 tex) eingesetzt.

Bei einer Prüfkammertemperatur von -40 °C verhält sich das Polyamid sehr spröde, sodass das unverstärkte PA6 bereits eine Scherfestigkeit von ~9,7 N/mm² aufweist. Das PA6GF30 und PA6GF50 zeigen im unverstärkten Zustand bereits eine Scherfestigkeit von ~13,5 N/mm² und liegen somit deutlich über dem PA6. Hier zeigt sich bereits ein Festigkeitszuwachs infolge des Kurzfaseranteils. Im Weiteren werden die Spritzgusskunststoffe mit Fasereinlegern (1.200 tex und 2.400 tex) im Materialübergang Metall-Kunststoff erweitert. Im PA6 zeigt sich ein Festigkeitszuwachs um 0,5 N/mm² von 0 auf 2.400 tex. Im PA6GF30 steigt die Festigkeit um 3,0 N/mm² und im PA6GF50 um 2,5 N/mm², was einer Steigerung von 22 % bzw. 18 % entspricht.

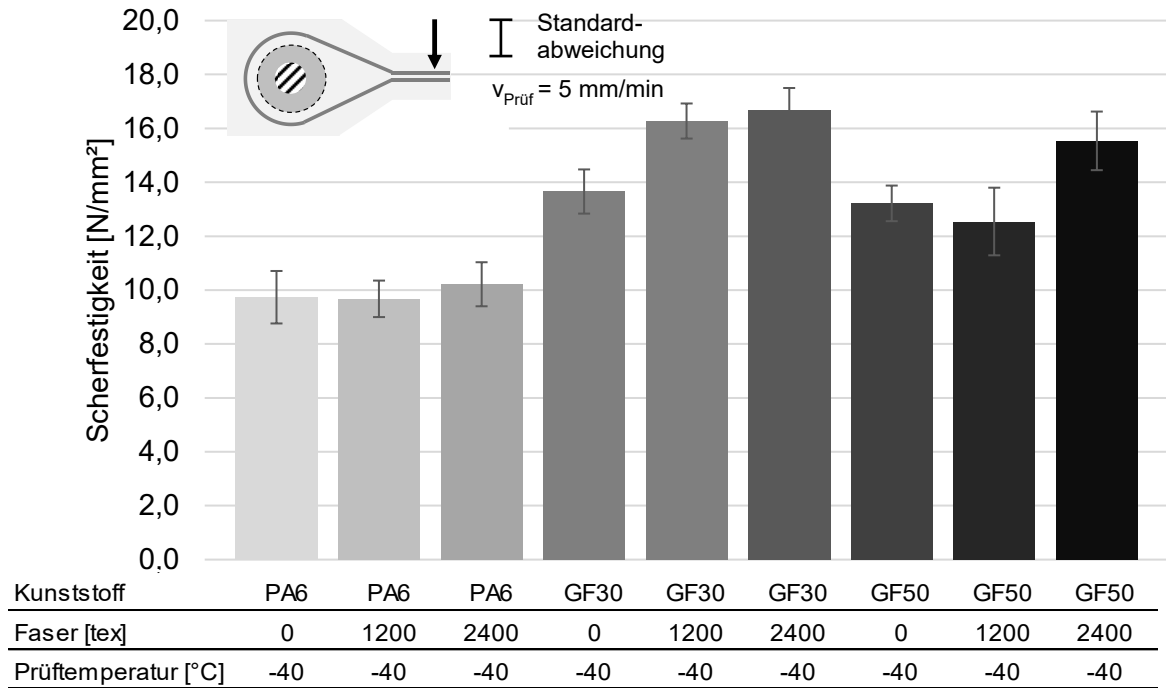


Abbildung 69: Scherfestigkeit bei -40 °C Prüfkammertemperatur, n = 5

Bei einer Prüfkammertemperatur von 20 °C zeigen sich vergleichbare Steigerungen der Scherfestigkeit durch die Erhöhung des Endlosfaseranteils in der Grenzfläche zwischen Metall und Kunststoff. In Abbildung 70 steigt die Festigkeit für PA6 um 1 N/mm² (0 tex auf 2.400 tex), für PA6GF30 um 0,8 N/mm² und für PA6GF50 um 2,2 N/mm². Diese Steigerung der Festigkeit lässt sich auch für eine Prüfkammertemperatur von 80 °C konstatieren, vgl. Abbildung 71.

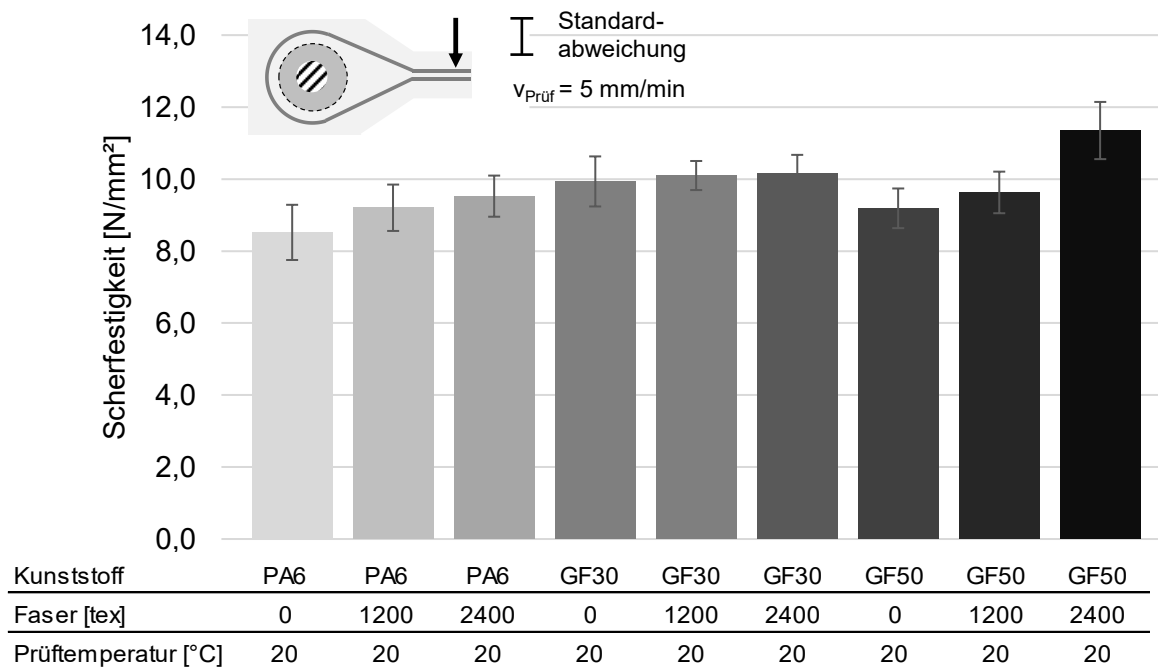


Abbildung 70: Scherfestigkeit bei +20 °C Prüfkammertemperatur, n = 5

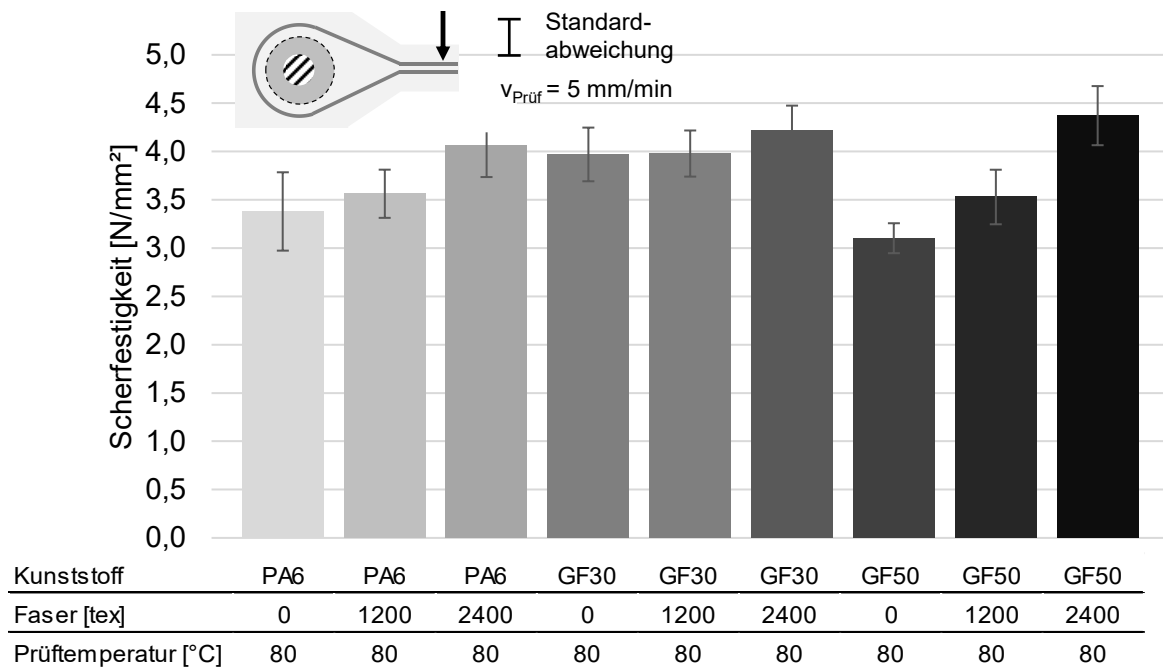


Abbildung 71: Scherfestigkeit bei +80 °C Prüfkammertemperatur, n = 5

Bei einer Prüfkammertemperatur von +80 °C wird die Scherfestigkeit durch die Endlosfaserintegration von 0 tex auf 2400 tex beim PA6 um 0,7 N/mm², beim PA6GF30 um 0,3 N/mm² und beim PA6GF50 um 1,3 N/mm² gesteigert.

Es wird deutlich, dass durch die Integration der Endlosfasern in den Materialübergang die Festigkeit um bis zu 3 N/mm² erhöht werden kann. Dies entspricht einer Festigkeitssteigerung in der Scherzone von bis zu 41 % und bietet bei weiterer Erhöhung des Faseranteils und -verteilung erheblicheres Steigerungspotential.

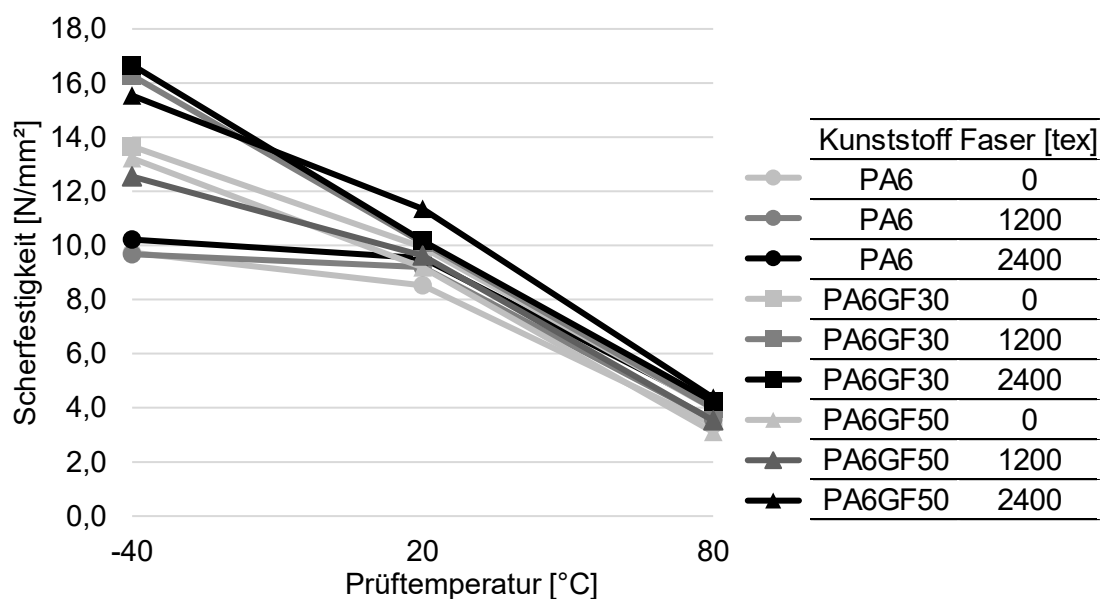


Abbildung 72: Verlauf Prüftemperatur-Scherfestigkeit, n = 5

In Abbildung 72 ist die Festigkeitsverteilung über die Prüfkammertemperaturen zusammengefasst. Die Verfestigung des Materials bei niedrigen Temperaturen ($-40\text{ }^{\circ}\text{C}$) sowie die Erweichung bei hohen Temperaturen ($80\text{ }^{\circ}\text{C}$) wird deutlich.

Die Faserintegration in den Materialübergang besitzt somit signifikante Vorteile in der Festigkeitssteigerung unter Temperatureinfluss. Dies konnte im Zuge der Ermittlung der temperaturabhängigen Scherfestigkeiten nachgewiesen werden. Ebenso stützt diese Erkenntnis das Berechnungsmodell zur Auslegung des Metall-Faser-Kunststoff-Übergangs aus Abschnitt 4.2.2.

7 Übertragbarkeit der Ergebnisse

7.1 Blechstrukturen

Metallische Bleche werden in strukturell hochbeanspruchten und crashrelevanten Fahrzeugbereichen eingesetzt und werden durch Blechumformung zu komplexen Strukturbauteilen weiterverarbeitet. Neben der Formgebung durch Biegen und Tiefziehen ist das Stanzen ein wesentlicher Prozess zur Herstellung von Bauteilen in Endkontur. Blechstrukturen werden bereits für die Funktions- und Strukturerweiterung mit faserverstärkten Kunststoffen hybridisiert. Aus dem Stand der Technik bekannte Bauteilanwendungen sind dabei der Dachquerträger, das Frontend, die B-Säule, die durch Spritzgießen und/oder Thermoformen gefertigt werden. Neben der Blechversteifung durch Rippen sind Stoßverbindungen zwischen Metall und Kunststoff von großer Bedeutung. Bei materialungleichen Stoßverbindungen sind meist große Überlappungsflächen erforderlich, um die einwirkenden Lasten zu übertragen. Große Überlappungsflächen erhöhen jedoch das Bauteilgewicht, ohne die Struktureigenschaften wesentlich zu verbessern. So sind konstruktive Gestaltungsmaßnahmen sowie eine gezielte Auswahl der Materialien im Übergang erforderlich, um die Lasteinleitung zu verbessern.

Eine gezielte Integration von Faserschlaufen in den lasttragenden Materialübergang erfordert also geometrisch eine 180°-Schleife. In der Blechverarbeitung kommen Beschnittoperationen wie das Laserstrahlschneiden, Stanzen oder Scherschneiden zum Einsatz. In diesem Prozessschritt soll ebenfalls ein Ausschritt zum Legen einer Faserschleife in den hybriden Materialübergang geschaffen werden. Im Zuge der Schnittoperationen kommt es beim Abgleiten von Metallgefügen zu einer Gratbildung [48, 124, 125], die für Verstärkungsfasern mit spröden Brucheigenschaften zu einem frühzeitigen Faserbruch führen können. Diese Prozessgrenze wurde in Unterkapitel 5.3 näher untersucht. Zur Vermeidung dieser gratbildenden Blechkanten wird ein kombiniertes Verfahren aus Schneid- und Umformprozess entwickelt, mit dem das schädigungsfreie Schlaufenlegen um Blechkanten ermöglicht wird. Die Verfahrensschritte sind in Abbildung 73 gezeigt.

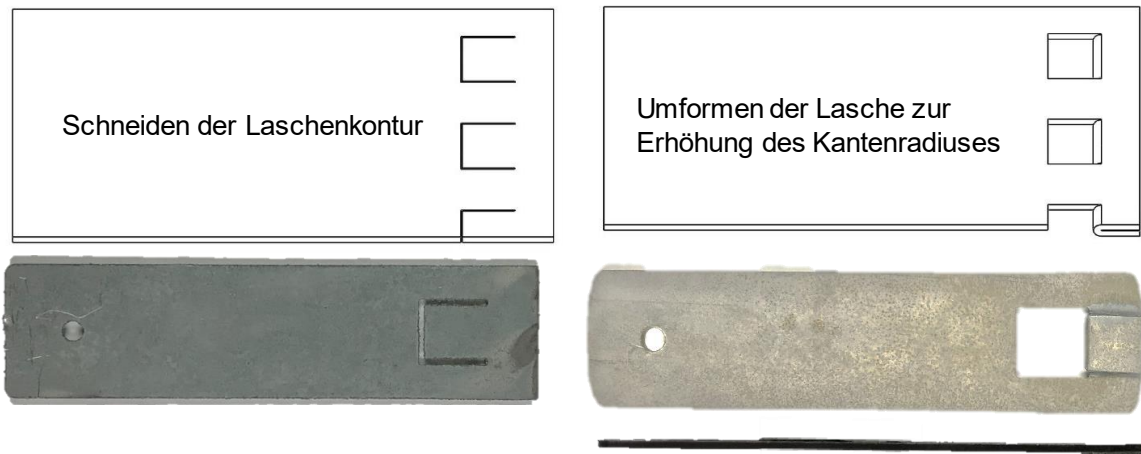


Abbildung 73: Herstellung verrundeter Blechkanten im kombinierten Schneid- und Umformprozess

Im ersten Schritt erfolgt das Einschneiden der Kontur zu einer Lasche. Im nächsten Schritt wird die Lasche flächig an das Blech gebogen, sodass sich im Bereich der Biegekante ein Kantenradius in Blechstärke einstellt. Mit dem dargestellten Verfahren lassen sich Blechkanten mit einem Radius in Blechstärke herstellen (Abbildung 74), sodass der kritische Faserbiegeradius nicht unterschritten wird und eine Faserschleife schadungsfrei um die Blechkante drapiert werden kann. Der kritische Faserbiegeradius für E-Glasfasern wurde in Unterkapitel 5.3 mit $r_{\text{krit}} = 0,2 \text{ mm}$ ermittelt. Dabei wird deutlich, dass die Integration für sämtliche Bleche im Strukturbereich möglich ist, da ein kritischer Faserbiegeradius von 0,2 mm einer minimalen Blechstärke von 0,2 mm entspricht.

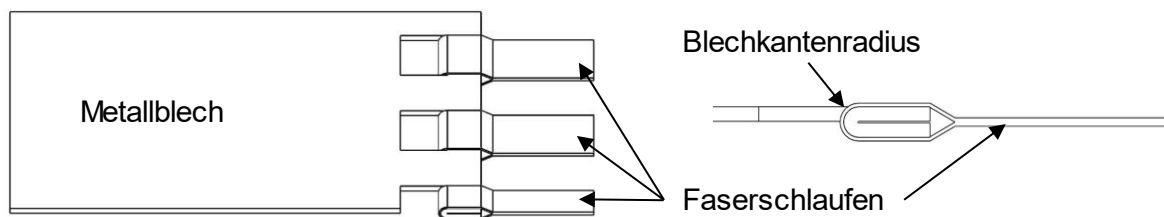


Abbildung 74: Stoßverbindung zwischen metallischem Blech und spritzgegossenem Kunststoff mit 3D-Faserschlaufenverstärkung; Blechkantenverrundung durch kombinierten Schneid- und Umformprozess

Der Prozessablauf für die Integration von vordrapierten Fasern mit Blecheinleger in den Spritzgießprozess ist in Abbildung 75 dargestellt. Die Probenvorbereitung erfolgt analog zum zuvor beschriebenen Prozess. Dabei wird die Endlosfaser als Schleife um die Blechkante drapiert und im Aushärteprozess des Haftvermittlers an die Oberfläche angebunden. Der Preform wird in das Spritzgießwerkzeug eingelegt und über einen Passstift positioniert. Der hergestellte Spritzling bzw. endlosfaserverstärkte Materialübergang zwischen Metall und Kunststoff wird in der Zugprüfung charakterisiert.

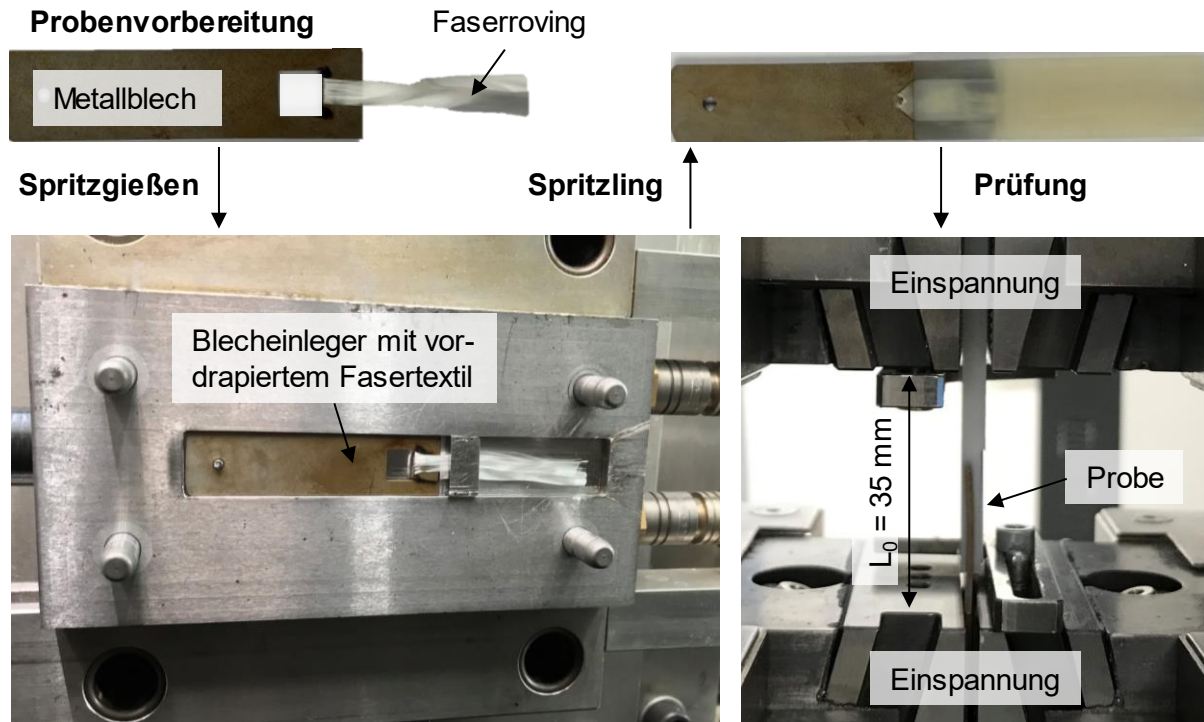


Abbildung 75: Prozessablauf zur Herstellung eines endlosfaserverstärkten Materialübergangs von Metallblech zu Kunststoff im Spritzgussverfahren

Zur Beurteilung des Faserverlaufs und der schädigungsfreien Einbringung der Fasern wird ein Querschliff erstellt, der in Abbildung 76 dargestellt ist. Dabei ist der mittige Faserverlauf entlang der Probe gut zu erkennen. Des Weiteren sind die Fasern im Bereich der Blechkantenverrundung an das Metallblech bzw. an den Haftvermittler angeformt. Die Endlosfasern verlaufen dann gleichmäßig im Spritzling.

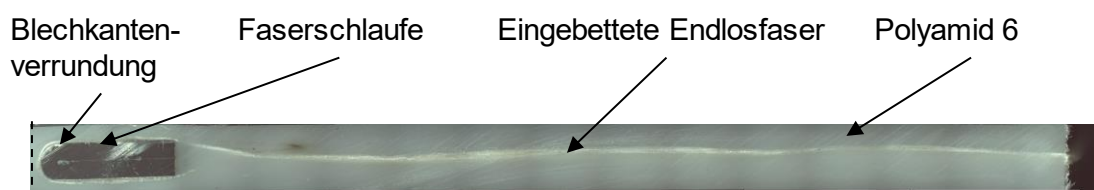


Abbildung 76: Querschliff des Faserverlaufs um eine verrundete Blechkante

Zur Anguss- und Geometrieauslegung lässt sich in der Fließsimulation die Fließfront abbilden, die sich durch die Aufteilung des Fluidstroms an der metallischen Kante ergibt. Durch das Umströmen des Blecheinlegers ergibt sich eine Querschnittsverengung (Abbildung 77) im Materialübergang, sodass eine Schwindungsanalyse aufzeigt, ob eine Materialkompensation über den Nachdruck erfolgen kann. Im Falle einer erforderlichen Materialkompensation können im Werkzeug hinter einer Querschnittsverengung weitere Angusspositionen geplant werden (s. Abbildung 77, 2. Anguss zur Formfüllung).

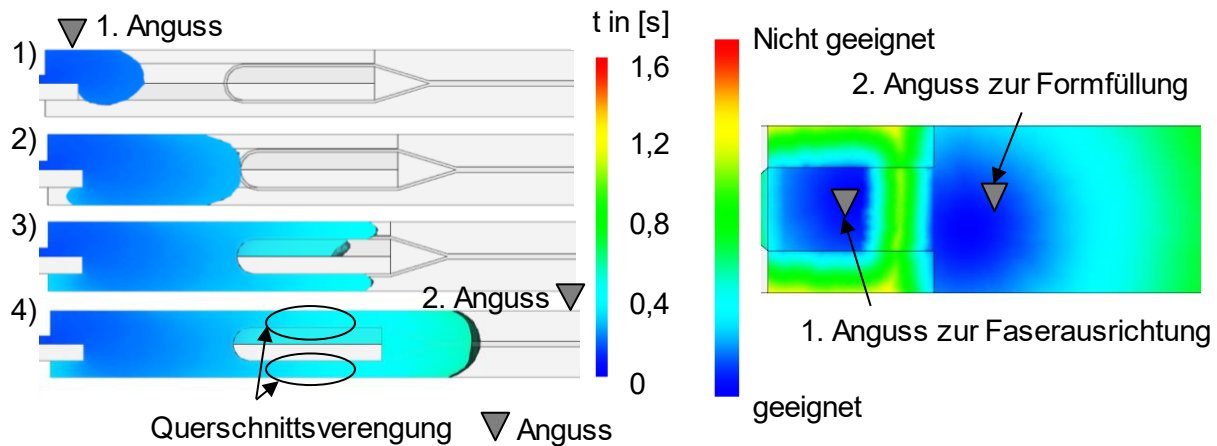


Abbildung 77: Fließsimulation zur Angussauslegung bei der Hybridisierung von Blecheinlegern

Die Übertragbarkeit des endlosfaserverstärkten Materialübergangs kann auf komplex geformte Blechstrukturen übertragen werden, an die im Zuge der Hybridisierung Kunststoffelemente angespritzt werden. Der Materialübergang lässt sich dazu in mehreren Einzelübergängen umsetzen (vgl. Abbildung 79), sodass in Abhängigkeit der Materialien leistungsfähige Übergänge ausgelegt und hergestellt werden können.

Charakterisierung

Die gezeigte Prozesstauglichkeit von endlosfaserverstärkten Metallblech-Kunststoffübergängen wurde bereits eingangs gezeigt. Die Laststeigerung durch die Faserverstärkung wurde dazu in Zugversuchen nachgewiesen und ist in Abbildung 78 dargestellt.

Als Einleger wird ein Stahlblech in der Stärke 1 mm, der Breite 20 mm und mit einem Lochausschnitt von 10 x 10 mm eingesetzt. Das Stahlblech besitzt eine Zugfestigkeit von 650 MPa. Es ergibt sich für das vorliegende Blech eine maximale Bruchlast von 6.500 N. Im Zuge der Auslegung des endlosfaserverstärkten Materialübergangs werden Bruchlasten auf diesem Krafniveau angestrebt.

Der unverstärkte Polyamid 6 erreicht im Materialübergang eine Bruchlast von 2.900 N. Die Endlosfaserverstärkung mit 2.400 tex E-Glasfaserroving erhöht die Bruchlast auf 3.200 N und mit 4.800 tex auf 3.750 N. Somit lässt sich eine Laststeigerung von ~30 % bei einem unverstärkten Polyamid 6 erzielen. Der 30 %_M kurzglasfaserverstärkte Polyamid erreicht im Materialübergang eine Bruchlast von 4.480 N. Eine Endlosfaserverstärkung von 2.400 tex E-Glasfasern erhöht die maximale Bruchlast auf 5.260 N und eine Verstärkung mit 4.800 tex auf 5.740 N.

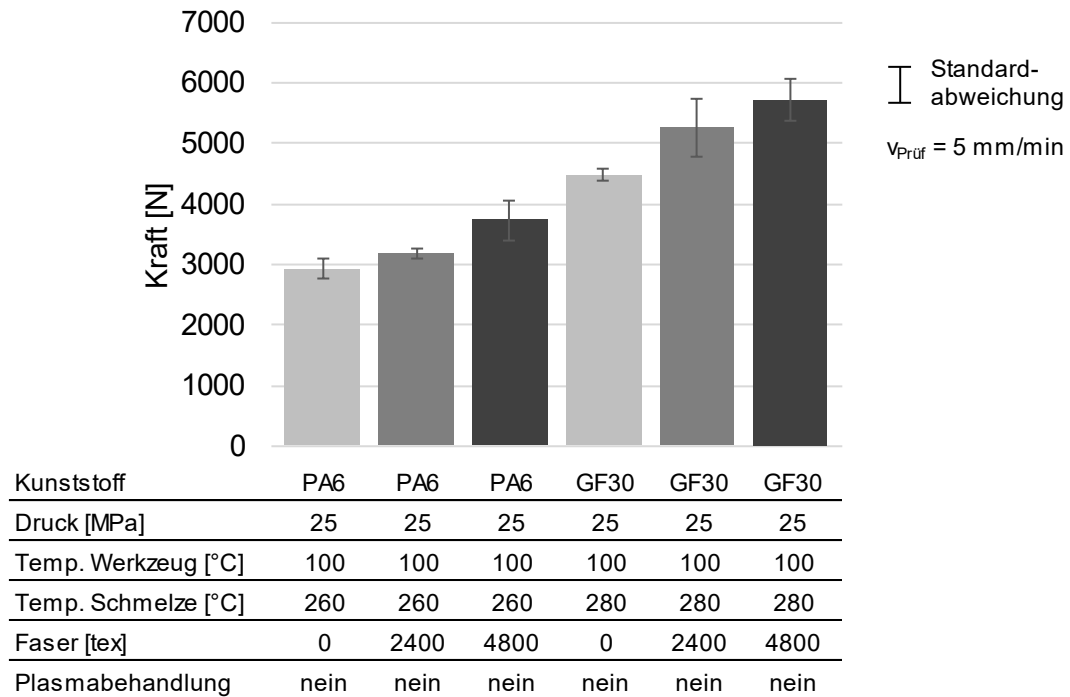


Abbildung 78: Bruchlasten der Metall-Faser-Kunststoffübergänge für (faserverstärktes) PA6 bei Blecheinlegern, n = 5

Es ergibt sich eine Laststeigerung um ebenfalls ~30 % und zeigt dabei die Prozesstauglichkeit der Faserintegration um verrundete Blechkanten. Abbildung 79 stellt dazu die Verfahrensübertragung auf 3D-geformte Blechstrukturen mit einer Aneinanderreihung von Metall-Faser-Kunststoffübergangsschleifen dar. Die Anzahl und der Abstand sind je nach Material und Geometrie auszulegen.

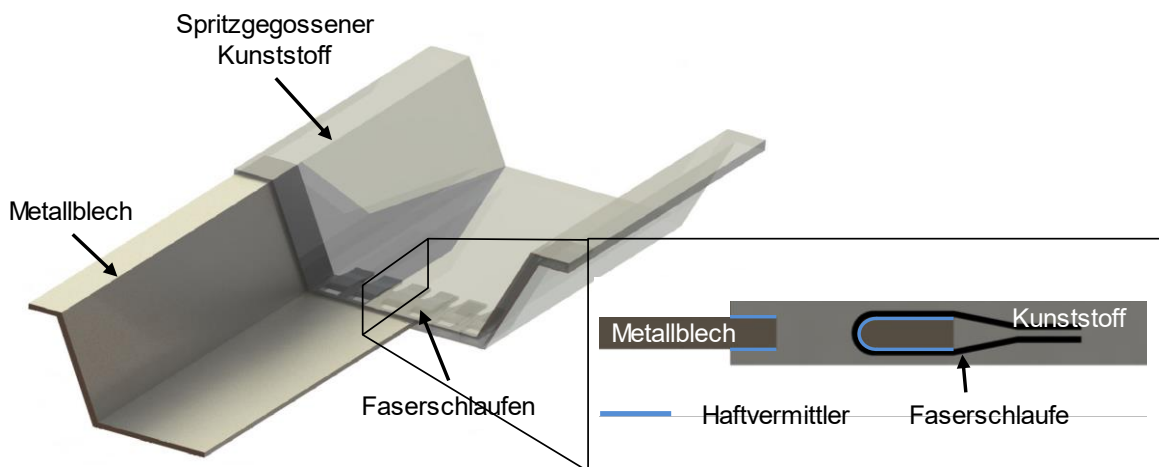


Abbildung 79: Hybrides Blechprofil mit Endlosfaserverstärkung im Materialübergang

Für die spritzgießtechnische Herstellung von komplexen thermoplastischen Bauteilen sind Angussstrategien zu nutzen, die es ermöglichen, im ersten Teilfließprozess die Endlosfasern im Materialübergang zu richten und durch einen weiteren Anguss das komplexe Kunststoffbauteil zu füllen. Dies wird erforderlich, wenn auf Grund verengter Fließquerschnitte bereits Erstarrungseffekte auftreten, wodurch die Nachdruckfähigkeit im angussfernen Bereich mit größeren

Fließquerschnitten herabgesetzt wird [126]. In der simulativen Angussauslegung von endlosfaserverstärkten hybriden Spritzgussbauteilen sind daher das mechanische und fließdynamische Verhalten von Fasereinlegern entsprechend der gewonnenen Erkenntnisse dieser Arbeit zu berücksichtigen.

7.2 Metallische Gusswerkstoffe

Die Integration von Endlosfasern in den Hybridspritzguss lässt sich ebenso in der lastpfadgerechten Anbindung von thermoplastischen, flächigen Komponenten, wie Organoblechen, an Aluminiumgusskomponenten anwenden [127, 128]. Dazu werden die Endlosfasern in die metallische Matrix eingebettet. Dies ist bereits mit der Faserintegration direkt in den Aluminium-Niederdruckguss [127] und den Hybridspritzguss mit thermoplastischen Halbzeugen und Kunststoff geschehen. Es entsteht ein Endlosfasermaterialübergang, der in Abbildung 80 dargestellt ist. Ein dreilagiges S-Glasfasertextil mit einem Flächengewicht von 193 g/m^2 wird dabei im Spritzgießprozess direkt imprägniert und das Bauteil mit Verstärkungsrippen versehen.

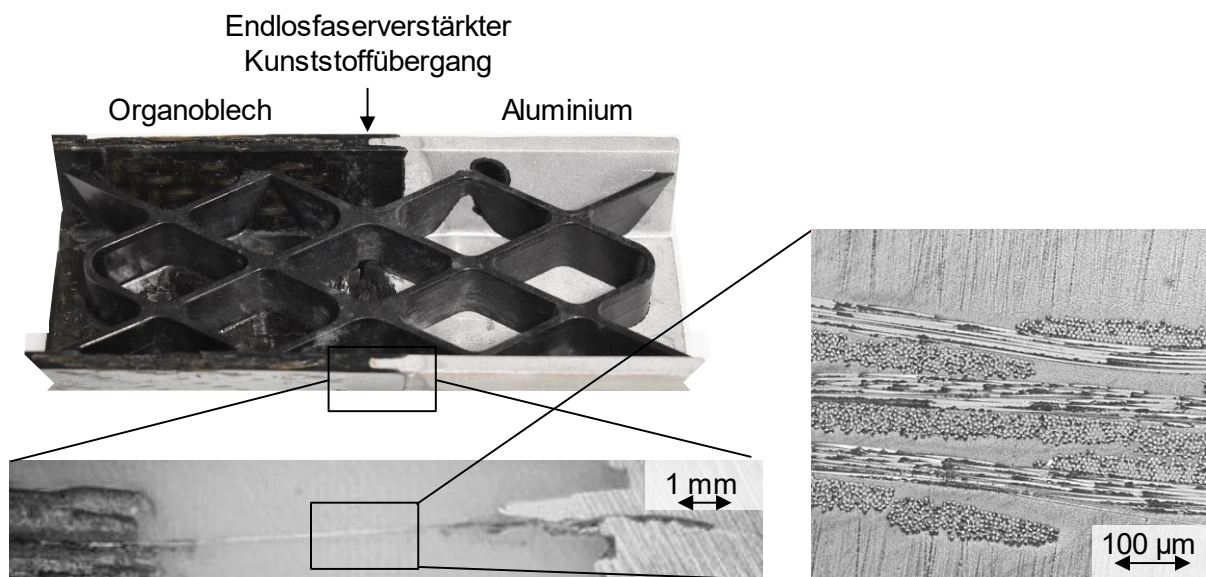


Abbildung 80: Spritzgießtechnische Konsolidierung eines endlosfaserverstärkten Materialübergangs zwischen Aluminium und Organoblech

In Abbildung 80 ist das vollständig imprägnierte Fasertextil im Mikroschliff zu sehen. Die Grundlagenuntersuchungen zur Faservorbehandlung, Faserimprägnierung, Werkzeuggestaltung sowie zu Berechnungs- und Simulationsmodellen lassen sich auf erweiterte Hybridbauweisen übertragen. Darüber hinaus zeigen die Untersuchungen, dass die Imprägnierung von Fasergeweben im Spritzgießprozess ebenfalls mit einem hohen Imprägnierungsgrad erfolgen kann.

8 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde eine neuartige prozessintegrierte Verbindungstechnologie zur Herstellung eines lastgerechten endlosfaserverstärkten Materialübergangs zwischen Metall und thermoplastischem Kunststoff im Spritzgussverfahren konzipiert. Der endlosfaserverstärkte Materialübergang, der prozessintegriert über einen lastpfadgerechten Schlaufenanschluss hergestellt wird, ermöglicht bei geringerem Materialeinsatz eine signifikante Festigkeitssteigerung zwischen Metall und Kunststoff.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde dazu ein Spritzgießwerkzeug und ein Herstellungsprozess konzipiert und erprobt. Für die Auslegung des Materialübergangs wurde in **Kapitel 4** zunächst ein Berechnungsmodell entwickelt, mit dem eine geeignete und anforderungsorientierte Materialkonfiguration ermittelt werden kann. Auf Basis der daraus resultierenden Materialauswahl konnte die Werkzeug- und Prozessgestaltung analytisch und numerisch erfolgen.

In **Kapitel 5** wurde auf Grundlage der Konzeptionierung eine Prozessanalyse durchgeführt, die das fließdynamische Verhalten der Fasern sowie die Grenzen des Verfahrens aufzeigt. Für die untersuchte Geometrie wurde somit eine maximale freie Faserlänge von 15 mm ermittelt, die sich in Fließrichtung der thermoplastischen Schmelze reproduzierbar integrieren lässt. Für größere Faserlängen sind Positionierhilfen, wie fluidgetriebene Breitschlitzschiebersysteme, erforderlich. Die Schlaufenintegration in den hybriden Materialübergang Metall-Kunststoff bedingt das Biegen von Verstärkungsfasern unter Last. Dafür wurde im Rahmen dieser Arbeit die schädigungsfreie Integration von E-Glasfasern untersucht und nachgewiesen, dass für Blech- oder Metallkanten ein minimaler Kantenradius von mindestens 0,2 mm einzuhalten ist. Für gestanzte Bleche kann dazu ein kombiniertes Schneiden mit Biegeumformen verwendet werden.

In **Kapitel 6** wurde das Verfahren hinsichtlich der Faserimprägnierung, der Verbundeigenschaften im Materialübergang sowie der thermischen Abhängigkeit untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass die Direktimprägnierung von Glasfasern mit Polyamid 6 bis zu einem Fasergehalt von 4.800 tex erfolgen kann. Die Faservorbehandlung durch Atmosphärendruck-Plasma erhöht aufgrund des Reinigungseffekts die Faser-Matrix-Haftung, sodass die Verbundfestigkeiten um bis zu 20 % gesteigert werden konnten. Eine verbesserte Imprägnierbarkeit des Textils nach einer Vorbehandlung mit Atmosphärendruck-Plasma konnte in den Untersuchungen nicht umfassend festgestellt werden. Neben der Steigerung der Verbundfestigkeit im hybriden Materialübergang Metall-Kunststoff lässt

sich durch die Endlosfaserintegration ebenfalls die Verbundfestigkeit im Kunststoffbauteil selbst steigern. Die Prozessparameter aus dem Spritzgießen haben einen wesentlichen Einfluss auf die Verbundfestigkeit. Es konnte gezeigt werden, dass eine erhöhte Werkzeugtemperatur sowie ein erhöhter Nachdruck die Verbundfestigkeit steigern. Darüber hinaus wird der Nachweis erbracht, dass ein erhöhter Faservolumenanteil im metallnahen Materialübergang die materialspezifischen thermischen Ausdehnungsgradienten von Metall zu Kunststoff reduziert. Dieser Nachweis wurde mit der Ermittlung von temperaturabhängigen Scherfestigkeiten geführt.

Die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf flächige und komplexe Bauteilgeometrien erfolgt in **Kapitel 7**. Für komplexe 3D-Geometrien ist das Angussystem hinsichtlich der optimierten Fließwegauslegung zur lokalen Richtung der Endlosfasern sowie zur Füllung der komplexen Geometrien anzupassen. Es konnte gezeigt werden, dass die Kombination von mehreren Angusspunkten hierbei sinnvoll ist. Auf Grund des Umfließens der metallischen Struktur kommt es beim Zusammentreffen der Fließfronten zu einer Bündelung des Fasereinlegers. Infolge des Umfließens der Metallstruktur und der Bündelung des Fasereinlegers werden verfahrensbedingt Ondulationen in die Endlosfasern eingebracht. In Lastrichtung reduziert dies die maximal übertragbaren Kräfte. Für die Integration von Endlosfasern mit einer einseitigen Fixierung, auf die der Fokus im Rahmen dieser Arbeit gelegt ist, bedeutet dies für die Strukturoptimierung eine Reduzierung der umfließenden metallischen Strukturstärke, z. B. durch eine Blechdickenreduzierung. Des Weiteren kann durch eine Fließwegoptimierung ein Zusammentreffen der Fasern vermieden und Ondulationen reduziert werden.

Weiterführende Forschungsarbeiten sind im Bereich der experimentellen Validierung der Faserintegration in komplexe Hybridstrukturen mit mehreren Angusspunkten anzusiedeln. Insbesondere ist das Richten der Fasern durch die Fließfront bei nachfolgend öffnenden Angüssen zu untersuchen. Hier kann es durch Quer- oder Rückströmeffekten zu einem nachträglichen Versatz der Fasern kommen.

Zur Imprägnierung höherer Faservolumengehälter ist die Aktivierung des Faserfinishes und die Vorwärmung durch eine Heißlufttemperierung zu qualifizieren. Dadurch wird es möglich sein, eine Faseraufspreizung im Formwerkzeug zu erzeugen und somit die Imprägnierfähigkeit weiter zu verbessern. Eine wesentliche Herausforderung ist dabei, die schnelle Wärmeabgabe der Glasfasern, aufgrund ihrer geringen thermischen Masse, durch eine zeitgenau gesteuerte Einspritzphase zu kompensieren.

9 Literaturverzeichnis

- [1] Altintas, O., Avsar, C., Bioly, S. u. Klumpp, M.: Simulation der Interaktion von Elektrofahrzeugdaten und Navigationsdaten. In: Zukünftige Entwicklungen in der Mobilität. Springer, S. 599–609, 2012.
- [2] Lieberwirth, H. u. Krampitz, T.: Entwicklungstendenzen für den Einsatz von Leichtbauwerkstoffen im Fahrzeugbau und Auswirkungen auf das Recycling. Recycling und Rohstoffe 8, S. 207–218, 2015.
- [3] Friedrich, H. E.: Leichtbau und werkstoffinnovationen im fahrzeugbau. ATZ-Automobiltechnische Zeitschrift 104, 3, S. 258–266, 2002.
- [4] Dröder, K., Brand, M., Gebken, T., Kühn, M. u. Böl, M.: Increasing the interlocking effect between metal and FRP by mechanical undercuts. International Journal of Automotive Composites 2 (3-4), S. 316–329, 2016.
- [5] Amend, P. u. Roth, S.: Laser ermöglicht direktes Fügen von Organoblech mit Metall. Lightweight Design 9 (6), S. 50–55, 2016.
- [6] Schütz, T.: Kraftstoffverbrauch und Fahrwiderstände. In: Fahrzeugaerodynamik. Springer, S. 11–21, 2016.
- [7] Friedrich, H.: Taugt das 1-Liter-Auto als Vorbild für die Massenmotorisierung. Energie Dialog Schweiz 1, 2007.
- [8] Kopp, G. u. Excellence, V. L.: Leichtbau durch Funktionsintegration–Fahrzeugstrukturen der übernächsten Generation, 2013.
- [9] Koch, B., Knözinger, G., Pleschke, T. u. Wolf, H. J.: Hybrid-Frontend als Strukturbauteil. Kunststoffe 89 (3), S. 82–86, 1999.
- [10] Ehrenstein, G. W., Amesöder, S., Fernandez Diaz, L., Niemann, H. u. Deventer, R.: Werkstoff- und prozessoptimierte Herstellung flächiger Kunststoff-Kunststoff und Kunststoff-Metall-Verbundbauteile. In: Tagungsband zum Berichts- und Industriekolloquium des SFB 396, 2003.
- [11] Jäschke, A. u. Dajek, U.: Dachrahmen in Hybridbauweise. Sonderdruck aus VDI-Tagungsband 4260, S. 25–45, 2004.
- [12] Maaß, J.: Höchstbelastete PKW-Karosserieiestrukturen in Multi-Material-Design. Dresdner Transferbrief 3, 2015.

- [13] Mildner, C.: Numerische und experimentelle Untersuchungen des Crashverhaltens von FVK-verstärkten Metallstrukturbauteilen, Technische Universität. München, 2013.
- [14] Abts, G.: Kunststoff-Wissen für Einsteiger. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2016.
- [15] Rosenau, B. u. Fernandez Rodiles, R.: Polyamide (PA). Kunststoffe Carl Hanser Verlag 10, 2008.
- [16] Reinecke, M.: Polyamide im Motorraum — ihre Zukunft hat erst begonnen. ATZ - Automobiltechnische Zeitschrift 104 (10), S. 920–926, 2002.
- [17] Zimnol, R., Lutter, F., Malek, T. u. Arping, T.: Chancen der Organoblech-Hybridtechnik im Leichtbau. ATZ - Automobiltechnische Zeitschrift 114 (3), S. 210–215, 2012.
- [18] Giusti, R. u. Lucchetta, G.: Analysis of the welding strength in hybrid polypropylene composites as a function of the forming and overmolding parameters. Polymer Engineering & Science 58 (4), S. 592–600, 2018.
- [19] Egger, P.: Spritzgießtechnik steigert Effizienz in Faserverbundfertigung. Lightweight Design 7 (1), S. 58–62, 2014.
- [20] Geier, S.: Optimierung von Steifigkeit/Zähigkeits-Eigenschaften nanoskaliger Polyamid 6-Verbundwerkstoffe durch Analyse von Struktur/Eigenschafts-Korrelationen, 2011.
- [21] Koltzenburg, S., Maskos, M., Nuyken, O. u. Mülhaupt, R.: Polymere: Synthese, Eigenschaften und Anwendungen. Springer, 2014.
- [22] Schürmann, H.: Konstruieren Mit Faser-Kunststoff-Verbunden. VDI-Buch. Berlin: Springer-Verlag Berlin and Heidelberg GmbH & Co. KG, 2007.
- [23] Cherif, C.: Textile Werkstoffe für den Leichtbau, Springer Berlin Heidelberg, 2011.
- [24] Pristavok, J.: Mikromechanische Untersuchungen an Epoxidharz-Glasfaser-Verbundwerkstoffen unter zyklischer Wechselbelastung, 2005.
- [25] Ehrenstein, G. W.: Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe-Verarbeitung-Eigenschaften. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2018.
- [26] Henninger, F. H.: Beitrag zur Entwicklung neuartiger Fertigungsverfahren zur Herstellung von Bauteilen aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten, Technische Universität Kaiserslautern, 2005.

- [27] Neitzel, M., Mitschang, P. u. Breuer, U.: Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2014.
- [28] Offermann, P., Wulfhorst, B. u. Mäder, E.: Hybridgarne für neuartige Verbundwerkstoffe aus Thermoplasten. Technische Textilien/Technical Textiles 38 (2), S. 55–57, 1995.
- [29] Großmann, K.: Prinziplösungen für die automatisierte Verarbeitung von Hybridgarn-Textil-Thermoplast. Cuvillier Verlag, 2012.
- [30] Ye, L. u. Friedrich, K.: Consolidation behavior of powder impregnated fiber bundles in manufacturing of thermoplastic composites, Warrendale, 1993.
- [31] ThyssenKrupp: Höherfeste IF-Stähle HX. Produktinformation, 05, 2016.
- [32] ThyssenKrupp: DP-W und DP-K. Produktinformation für Dualphasenstähle, 02, 2018.
- [33] DIN, R.: 85xx DIN 8580: 2003-09. Fertigungsverfahren–Begriffe, Einteilung DIN 8588, 2013-08
- [34] Michaeli, W., Berghaus, U. u. Speuser, G.: Polymerisation im Kunststoffbetrieb: Kontinuierliche Polymersynthese und direkte Weiterverarbeitung. Chemie Ingenieur Technik 63 (3), S. 221–230, 1991.
- [35] Schemme, M.: Langfaserverstärkte Thermoplaste-Status und Perspektiven. Thermoplastische Faserverbundkunststoffe-Werkstoff/Verarbeitung/Simulation/Anwendung. Erlangen: Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Universität Erlangen-Nürnberg, S. 1–33, 2011.
- [36] Kropka, M., Muehlbacher, M., Neumeyer, T. u. Altstaedt, V.: From UD-tape to final part—a comprehensive approach towards thermoplastic Composites. Procedia CIRP 66, S. 96–100, 2017.
- [37] Ziegmann, T. U.: Beitrag zur Thermoformung gewebeverstärkter Thermoplaste mittels elastischer Stempel, 2001.
- [38] Priyadarshi, A. K., Gupta, S. K., Gouker, R., Krebs, F., Shroeder, M. u. Warth, S.: Manufacturing multi-material articulated plastic products using in-mold assembly. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 32 (3-4), S. 350–365, 2007.
- [39] Kiessling, R., Hirsch, F., Dammann, C., Bobbert, M., Pohl, M. u. Kaestner, M.: Hybrid Metal-Composite Interfaces: Aspects of Design, Characterisation, and Simulation, Advanced Materials Research. Trans Tech Publications, S. 255–263, 2016.

- [40] Paul, H.: Bewertung von langfaserverstärkten Kunststoff-Metall-Hybridverbunden auf der Basis des Verformungs- und Versagensverhaltens. Fraunhofer-Verlag, 2014.
- [41] Amend, P. u. Roth, S.: Laser ermöglicht direktes Fügen von Organoblech mit Metall. *Lightweight Design* 9 (6), S. 50–55, 2016.
- [42] Roesner, A., Scheik, S., Olowinsky, A., Gillner, A., Reisgen, U. u. Schleser, M.: Laser assisted joining of plastic metal hybrids. *Physics Procedia* 12, S. 370–377, 2011.
- [43] Chimani, C. M.: Leichtmetallentwicklungen für hybride Leichtbaulösungen. AIT Austrian Institut of Technologie. LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH. Fill-Academy, Gurten, 2012.
- [44] Dröder, K., Brand, M., Gebken, T., Kühn, M. u. Böhl, M.: Increasing the interlocking effect between metal and FRP by mechanical undercuts. *International Journal of Automotive Composites* 2 (3-4), S. 316–329, 2016.
- [45] Samardzic, N.: Innovative mechanical bonding technology for lightweight hybrid composites. In *Faszination hybrider Leichtbau*, S. 13–157, 2016
- [46] Dröder, K., Brand, M., Gerdes, A., Grosse, T., Grefe, H., Lippky, K., Fischer, F. u. Dilger, K.: An innovative Approach for joining of Hybrid CFRP-Metal Parts by mechanical Undercuts. *Proceedings of Euro Hybrid Materials and Structures*, S. 54–60, 2014.
- [47] Müller, S., Brand, M., Dröder, K. u. Meiners, D. (Hrsg.): Increasing the structural integrity of hybrid plastics-metal parts by an innovative mechanical interlocking effect. *Trans Tech Publ.*, 2015.
- [48] Frey, P., Heinle, M., Leisen, C., Drummer, D. u. Merklein, M.: Embossing of Metal Inserts for Subsequent Assembly Injection Moulding of Media Tight Electronic Systems. *Sheet Metal 2015. Key Engineering Materials*. Trans Tech Publications, S. 99–106, 2015.
- [49] Ehrenstein, G. W. u. Zhao, G.: Kunststoff-Metall-Hybridtechnik. *ZWF Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb* 96 (3), S. 132–137, 2001.
- [50] Qi, Z., Zhang, K., Li, Y., Liu, S., u. Cheng, H.: Critical thrust force predicting modeling for delamination-free drilling of metal-FRP stacks. *Composite Structures* 107, S. 604–609, 2014.
- [51] Havar, T.: Beitrag zur Gestaltung und Auslegung von 3D-verstärkten Faserverbundschlaufen, Stuttgart. Universität Stuttgart, 2007.

- [52] Schmidt, T. u. Remp, M.: Carbonfaserverstärkter Hochleistungsriemen. *Lightweight Design* 6 (5), S. 34–37, 2013.
- [53] Roch, A. u. Huber, T.: Der Spritzgießer kann auch Leichtbau. *Industrie Anzeiger*, 2016.
- [54] Lang, A. u. Herrmann, A. S.: Experimental Investigation of Fibre Pre-tension on Miniaturised Loop Connections for Integral CFRP-Aluminium Joint, 2012.
- [55] Woizeschke, P. u. Wottschel, V.: Recent developments for laser beam joining of CFRP-aluminum structures. *Procedia Materials Science* 2, S. 250–258, 2013.
- [56] Kolesnikov, B., Herbeck, L. u. Fink, A.: Fortschrittliche Verbindungstechniken von Faserverbundstrukturen. Tagungsband des Deutschen Luft- und Raumfahrtkongresses (DGLR) 9, 2004.
- [57] Meschut, G., Janzen, V. u. Olfermann, T.: Innovative and highly productive joining technologies for multi-material lightweight car body structures. *Journal of Materials Engineering and Performance* 23 (5), S. 1515–1523, 2014.
- [58] Burlon, K.: Blockcopolymere als Haftvermittler für Kunststoff-Metallverbünde, Technische Universität Darmstadt, 2012.
- [59] Fischer, S. M.: Polypropylen ohne Vorbehandlung beschichtbar. *JOT Journal für Oberflächentechnik* 56 (12), S. 30–31, 2016.
- [60] Evonik Industries AG: *elements* 48, Ausgabe 3, 2014.
- [61] Jandel, A.-S. u. Meuthen, B.: *Coil Coating: Bandbeschichtung: Verfahren, Produkte und Märkte*. Springer-Verlag, 2012.
- [62] Scheik, S., Schleser M., Reisgen U.: Thermisches Direktfügen von Metall und Kunststoff – Eine Alternative zur Klebtechnik? In: Siebenpfeiffer, W. (Hrsg.): *Leichtbau-Technologien im Automobilbau. Werkstoffe - Fertigung - Konzepte*. ATZ/MTZ-Fachbuch. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014.
- [63] Grossmann, J.: Einfluß von Plasmabehandlungen auf die Haftfestigkeit vakuumtechnisch hergestellter Polymer-Metall-Verbunde. Dissertation, 2009.
- [64] Roos, E., Maile, K. u. Seidenfuß, M.: *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung*. Springer-Verlag, 2015.

- [65] Michaeli, W. u. Wegener, M.: Einführung in die Technologie der Faserverbundwerkstoffe. Carl Hanser Verlag, München/Wien, 1990.
- [66] Kalinka, G. u. Neumann, B.: Bestimmung von Interface-Festigkeit oder -Trennarbeit mit dem Pullout-Versuch, 2005.
- [67] Tröltzsch, J., Helbig, F. u. Kroll, L.: Glass Fiber Multilayer Construction for Textile Reinforced Injection Molded Structures. 58th Ilmenau Scientific Colloquium, 2014.
- [68] Wintermantel, E. u. Ha, S.-W.: Medizintechnik: Life Science Engineering. Springer Science & Business Media, 2009.
- [69] Kim, J.-K. u. Mai, Y.-W.: Engineered interfaces in fiber reinforced composites. Elsevier, 1998.
- [70] Kinloch, A. J.: The science of adhesion. Journal of materials science 15 (9), S. 2141–2166, 1980.
- [71] Dutschk, V.: Oberflächenkräfte und ihr Beitrag zu Adhäsion und Haftung in glasfaserverstärkten Thermoplasten, Technische Universität Dresden, 2000.
- [72] Liu, J.: Untersuchung von Verbundwerkstoffen mit Basalt-und PBO-Faser-Verstärkung, Technische Universität. Dresden, 2008
- [73] Cech, V., Prikryl, R., Balkova, R., Grycova, A. u. Vanek, J.: Plasma surface treatment and modification of glass fibers. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 33 (10), S. 1367–1372, 2002.
- [74] Ermel, V. u. Kurrat, M.: Plasmabehandlung von Glasfasergelege. Vakuum in Forschung und Praxis 21 (2), S. 27–31, 2009.
- [75] Shishoo, R.: Plasma technologies for textiles. Elsevier, 2007.
- [76] Bates, P. J. u. Charrier, J. M.: Effect of Process Parameters on Melt Impregnation of Glass Roving. Journal of Thermoplastic Composite Materials 12 (4), S. 276–296, 1999.
- [77] Baur, E., Brinkmann, S., Osswald, T. A., Rudolph, N. u. Schmachtenberg, E.: Saechtling Kunststoff Taschenbuch. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2013.
- [78] Hopmann, C. u. Michaeli, W.: Einführung in die Kunststoffverarbeitung. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2017.
- [79] Johannaber, F. u. Michaeli, W.: Handbuch Spritzgießen. München: Hanser, 2014.

-
- [80] Nguyen-Chung, T.: Strömungsanalyse der Bindenahtformation beim Spritzgießen von thermoplastischen Kunststoffen. Dissertation 6, 2001.
- [81] Schemme, M.: Bauteilprüfung: Langfaserverstärkte Thermoplaste. Kunststoffe 08, S. 106–109, 2003.
- [82] Hoffmann, L., Linn, C., Drummer, D. u. Gröschel, C.: Hochleistungsverbundbauteile. Innovativer Verfahrensbaukasten. Emobilitytec 3, 2014.
- [83] Osswald, T., Turng, L. u. Gramann, P.: Injection molding handbook. Hanser. Gardner Publications, Cincinnati, 2001.
- [84] Bürkele, E., Sieverding, M. u. Mitzler, J.: Spritzgießverarbeitung von langfaserverstärktem PP. Kunststoffe 03, 2003.
- [85] Birr, T.: Verarbeitung von langglasfaserverstärkten Thermoplasten für Spritzgussanwendungen auf dem Planetwalzenextruder, Technische Universität Berlin, 2016.
- [86] Arburg GmbH: Langfaser-Direktspritzgießen. Leichtbau mit hoher Festigkeit, 2013.
- [87] Stock, A. u. Egger, P.: Organobleche verlassen das Hochpreissegment. Composites World 1, S. 12, 2011.
- [88] Jahn, I.: Von der Endlosfaser zum konsolidierten Halbzeug, Halle, 2016.
- [89] Tröltzsch, J., Helbig, F. u. Kroll, L.: Mechanical properties of polymer melt-impregnated fiber tape sandwiches using injection molding technology. Journal of Thermoplastic Composite Materials 29 (8), S. 1033–1046, 2016.
- [90] Cherif, C., Franzke, G., Hufnagl, E., Erth, H., Helbig, R., Hufenbach, W., Böhm, R. u. Kupfer, R.: Thermoplastische endlosfaserverstärkte Spritzgussbauteile durch Einsatz textiler Gitter. Kunststofftechnik/Journal of Plastics Technology 4, 2008.
- [91] Nygard, P. u. Gustafson, C.-G.: Continuous Glass Fiber–Polypropylene Composites Made by Melt Impregnation. Influence of Processing Method. Journal of Thermoplastic Composite Materials 17 (2), S. 167–184, 2016.
- [92] Beuscher, J., Schnurr, R., Müller, A., Kühn, M., Dröder, K.: Introduction of an In-Mould infrared heating device for processing thermoplastic fibre-reinforced preforms and manufacturing hybrid components, 21st International Conference on Composite Materials, Xi'an, 2017.

- [93] Leach, D. C.: Continuous fibre reinforced thermoplastic matrix composites. Elsevier Applied Science, Advanced Composites, S. 43–109, 1989.
- [94] Tröltzsch, J. u. Roth, I.: Herstellungstechnologie zur partiellen Faserhalbzeugverstärkung von thermoplastischen Spritzgussbauteilen - PAFATHERM-Technologie. Entwicklungen zur partiellen Verstärkung von thermoplastischen Spritzgießbauteilen. Abschlussseminar, 2011.
- [95] Tröltzsch, J.: Spritzgießtechnische Direktimprägnierung textiler Halbzeuge und Preformen bei komplexen Hochleistungsbauteilen. Zugl.: Chemnitz, Techn. Univ., Dissertation, Ingenieurwissenschaften. München: Verl. Dr. Hut, 2012.
- [96] Gebken, T., Kühn, M. et al.: Prozessentwicklung für den hybriden Leichtbau am Beispiel einer endlos-faserverstärkten Aluminium-FVK-Struktur. In: Symposium Hybrider Leichtbau, 2016.
- [97] Krenkel, W.: Verbundwerkstoffe. John Wiley & Sons, 2009.
- [98] Schuh, G. u. Klappert, S.: Technologiemanagement. Handbuch Produktion und Management, Teil 2, Springer Verlag, Berlin, 2011.
- [99] Prietz, F.: Bewehrungs-und Konstruktionsregeln, DIN 1045-1, Ausgabe 12, 2010.
- [100] Sideridis, E.: Thermal expansion coefficients of fiber composites defined by the concept of the interphase. Composites Science and Technology 51 (3), S. 301–317, 1994.
- [101] Schapery, R. A.: Thermal expansion coefficients of composite materials based on energy principles. Journal of Composite Materials 2 (3), S. 380–404, 1968.
- [102] van der Auwera, R., Gebken, T., Fürst, A., Steinberg, J., Kühn, M., Wöstmann, F.-J. u. Busse, M.: Development of New Process Chains in the Open Hybrid LabFactory for Hybrid Integral Components for Automotive Mass Production. Euro Hybrid Materials and Structures, 2016.
- [103] Gebken, T., Kühn, M. u. Dröder, K.: Integration of endless fibres in the injection moulding process. In: SAMPE Europe Conference, 2017.
- [104] Eyerer, P., Hirth, T. u. Elsner, P.: Polymer engineering. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008.
- [105] Rudolph, N. u. Osswald, T. A.: Polymer rheology: fundamentals and applications. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2014.

- [106] Ehrentraut, M.: Numerische Untersuchungen zur Mischgüte beim Rühren von viskoplastischen Fluiden: Strömungssimulation für die Analyse von gerührten, rheologisch komplexen Fluiden. Springer Science and Business Media, 2016.
- [107] Senge, B., Blochwitz, R. u. Bentlin, S.: Rheologische Stoffkennwerte richtig bestimmen Stellungnahme zur Veröffentlichung „Produktverluste in Rohrleitungssystemen „. Deutsche Milchwirtschaft Hildesheim - 55 (7), S. 256–260, 2004.
- [108] Mezger, T. G.: Das Rheologie Handbuch: 5. Farbe und Lack, 2016.
- [109] Hopmann, C. u. Michaeli, W.: Einführung in die Kunststoffverarbeitung. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2010.
- [110] Schreyer, G.: Konstruieren mit Kunststoffen: Grundlagen und Eigenschaften, Konstruktionsprinzipien und Anwendungsbeispiele, C. Hanser, 1972.
- [111] Williams, M. L., Landel, R.F. u. Ferry, J.D.: The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-forming Liquids, J. Am. Chem. Soc. 77, S. 3701, 1955
- [112] N.N. BASF SE: Material-Datenblatt zu Ultramid B3S und B3WG6, 2020.
- [113] Wang, Y., Moatamedi, M. u. Grove, S. M.: Continuum dual-scale modeling of liquid composite molding processes. Journal of reinforced Plastics and Composites 28 (12), S. 1469–1484, 2009.
- [114] Schell, J. S.U., Siegrist, M. u. Ermanni, P.: Experimental determination of the transversal and longitudinal fibre bundle permeability. Applied Composite Materials 14 (2), S. 117–128, 2007.
- [115] Gutowski, T. G., Cai, Z., Bauer, S., Boucher, D., Kingery, J. u. Wineman, S.: Consolidation Experiments for Laminate Composites. Journal of Composite Materials 21 (7), S. 650–669, 1987.
- [116] Ehleben, M.: Herstellung von endlosfaserverstärkten Rohren mit thermoplastischer Matrix im Schleuderverfahren. Zugl.: Darmstadt, Techn. Univ., Dissertation, In: Schriftenreihe Konstruktiver Leichtbau mit Faser-Kunststoff-Verbunden, 2001.
- [117] Sinclair, D.: A bending method for measurement of the tensile strength and Young's modulus of glass fibers. Journal of Applied Physics 21 (5), S. 380–386, 1950.

- [118] Fukuda, H., Yakushiji, M. u. Wada, A.: A loop test to measure the strength of monofilaments used for advanced composites. *Advanced Composite Materials* 8 (3), S. 281–291, 1999.
- [119] Stelzer, G.: Zum Faser-und Eigenschaftsabbau bei Verarbeitung und Recycling diskontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe. Universität Kaiserslautern, 2002.
- [120] Selden, P. H.: Glasfaserverstärkte Kunststoffe. Springer-Verlag, 2013.
- [121] Issler, L., Ruoff, H. u. Häfele, P.: Festigkeitslehre-Grundlagen. Springer-Verlag, 2013.
- [122] Tröltzsch, J., Helbig, F. u. Kroll, L.: Glass Fiber Multilayer Construction for Textile Reinforced Injection Molded Structures. 58th Ilmenau Scientific Colloquium, 2014.
- [123] Gebken, T., Rüdiger, S., Kühn, M., Ihde, J., Dröder, K. u. Wilken, R.: Effect of Atmospheric Pressure Plasma Treatment of Glass Fibers on the Composite Strength of Endless Fiber-Reinforced Injection Molded Components. *Composite Materials and Material Engineering III.*, 2019.
- [124] Sachnik, P.: Methodik für gratfreie Schnittflächen beim Scherschneiden, Technische Universität München. München, 2016.
- [125] Behrens, I. B.-A., Krimm, I. R., Bonk, C. u. Hasselbusch, D.-I. T.: Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Einfluss von Prozessparametern auf die Schnittkantenqualität beim Scherschneiden des Dualphasenstahls DPX1000, 2015.
- [126] Beaumont, J.: Optimale Auslegung von Anguss und Angusskanal: Spritzgießwerkzeuge erfolgreich einsetzen. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2012.
- [127] van der Auwera, R., Gebken, T., Fürst, A., Steinberg, J., Kühn, M., Wöstmann, F.-J. u. Busse, M.: Development of New Process Chains in the Open Hybrid LabFactory for Hybrid Integral Components for Automotive Mass Production. *Euro Hybrid Materials and Structures*, 2016.
- [128] Gebken, T., Kühn, M. et al.: Prozessentwicklung für den hybriden Leichtbau am Beispiel einer endlos-faserverstärkten Aluminium-FVK-Struktur. In: *Symposium Hybrider Leichtbau*, 2016.

